

E.T.S. de Ingeniería Industrial,
Informática y de Telecomunicación

Influencia del temple en la microestructura y propiedades mecánicas en aleaciones cargadas de extrusión de la serie 6XXX



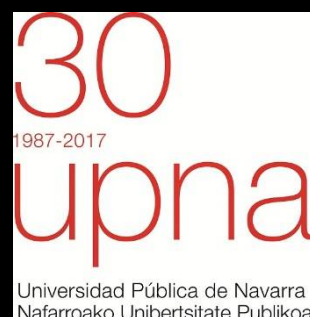
Máster Universitario en
Ingeniería de Materiales y Fabricación

Trabajo Fin de Máster

Autor: Iñigo Roldán Urriza

Director: Rafael Rodríguez Trías

Pamplona, 21 de septiembre 2017



Resumen

El presente trabajo llevado a cabo en la empresa de extrusión de Sapa en Irurtzun (Navarra) profundiza en la metalurgia de las aleaciones de aluminio de la serie 6XXX. Esta serie de aleaciones están experimentando un auge en muchos sectores industriales entre los que cabe destacar la automoción y transporte dado el buen compendio entre extrusionabilidad, precio y propiedades mecánicas frente a otras aleaciones.

Estas aleaciones tienen unos requisitos de temple para lograr las propiedades mecánicas finales muy diferentes dependiendo de su composición. La escasez de estudios y datos bibliográficos disponibles hacen en muchas ocasiones que sea difícil elegir el enfriamiento más óptimo para cada composición concreta. Por ello, en este trabajo se recopila la mayor información disponible sobre el temple de estas aleaciones y se realiza un procedimiento experimental para determinar el enfriamiento crítico durante la extrusión de las aleaciones fabricadas en Sapa.

De todas las aleaciones de esta serie, la 6082 es la más interesante para su estudio debido a que es la más demandada en automoción, presenta las mejores propiedades mecánicas y requiere las mayores exigencias de temple. De este modo, el análisis experimental se centrará en esta aleación pero el método es aplicable al resto de aleaciones y permitirá determinar la velocidad de temple crítica de todas las aleaciones extruidas.

Materias o palabras clave

- Aluminio
- Aleación 6082
- Velocidad de enfriamiento crítica
- Propiedades mecánicas

Abstract

The current work that has been carried out in the extrusion factory of Sapa in Irurtzun (Navarra) develops further the knowledge of the metallurgy in 6XXX aluminium alloys. This aluminium series are experiencing a big growth in many industrial sectors such as automotive and transport due to a good compendium of extrusionability, cost and mechanical properties with regard to other aluminium alloys.

These alloys have very different quenching requirements depending on their composition to develop the final mechanical properties. The lack of studies and available bibliographic data makes sometimes very difficult to choose the best quenching for each specific composition. For this reason, in this work I have collected the most information available about the quenching of 6XXX alloys and I have developed an experimental procedure to determine the critical quench rate during the extrusion of the Sapa alloys.

From all aluminium alloys of this series, the 6082 is the most interesting for its study because it is actually the most demanded in the automotive sector, it has the best mechanical properties and it requires the higher quenching rate. In this way, the experimental analysis has been focused in this alloy but this method is applicable to the rest of alloys and it will allow to determine the critical quench rate of all extruded alloys.

Keywords

- Aluminium
- 6082 alloy
- Critical quenching rate
- Mechanical properties

1. <u>Introducción</u>	1
1.1 Introducción al desarrollo del trabajo	1
1.2 Medios técnicos y humanos	1
2. <u>Justificación y objetivos</u>	7
3. <u>Estado del arte</u>	9
3.1 Fundamentos teóricos del aluminio	9
3.1.1 <i>Introducción, historia y consumo</i>	9
3.1.2 <i>Obtención</i>	11
3.1.2.1 <i>Proceso Bayer</i>	11
3.1.2.2 <i>Proceso Hall-Héroult</i>	12
3.1.3 <i>Propiedades</i>	13
3.1.4 <i>Designación de las aleaciones</i>	14
3.1.4.1 <i>Nomenclatura de las series o familias</i>	15
3.1.4.2 <i>Estados o temples</i>	17
3.2 Metalurgia de las aleaciones de la serie 6XXX	18
3.2.1 <i>Composición y principales aleaciones</i>	18
3.2.2 <i>Proceso de envejecimiento</i>	20
3.2.2.1 <i>Puesta en solución</i>	21
3.2.2.2 <i>Temple</i>	21
3.2.2.3 <i>Envejecimiento</i>	23
3.2.2.4 <i>Cristalografía de los precipitados</i>	24
3.2.2.5 <i>Propiedades mecánicas mínimas de las aleaciones 6XXX en estado T6</i>	28
3.2.3 <i>Estudios sobre la influencia del temple</i>	29
3.2.3.1 <i>Diagramas TTP y TTT</i>	30
3.2.3.2 <i>Diagramas CCP y CCT</i>	32
3.2.3.3 <i>Aleación 6060</i>	35
3.2.3.4 <i>Aleación 6063</i>	36
3.2.3.5 <i>Aleación 6005A</i>	37
3.2.3.6 <i>Aleación 6082</i>	38
4. <u>Metodología empleada</u>	41
4.1 Proceso de extrusión	41
4.2 Ciclo térmico del aluminio durante la extrusión	42

4.2.1 Puesta en solución del tocho	42
4.2.2 Enfriamiento del perfil	43
4.2.3 Control del operario	46
4.3 Análisis experimental.....	51
4.3.1 Descripción del ensayo	51
4.3.2 Descripción de los equipos utilizados	53
4.3.2.1 Termopar y registro de temperaturas continuo	53
4.3.2.2 Espectrómetro de Emisión Óptica por Descarga Luminiscente	55
4.3.2.3 Máquina de ensayos de tracción	57
4.3.2.4 Máquina de ensayos de dureza	58
5. <u>Discusión de los resultados</u>	59
5.1 Presentación de los resultados obtenidos en los ensayos	59
5.1.1 Composición	59
5.1.2 Velocidades de enfriamiento registradas con el termopar	59
5.1.3 Propiedades mecánicas alcanzadas en cada ensayo	62
5.2 Comparación con normas aplicables	62
5.3 Comparación con los datos bibliográficos disponibles	65
6. <u>Conclusiones</u>	67
7. <u>Referencias</u>	69

1. Introducción

1.1 Introducción al desarrollo del trabajo

El presente Trabajo Fin de Máster con el título de “INFLUENCIA DEL TEMPLE EN LA MICROESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS EN ALEACIONES CARGADAS DE EXTRUSIÓN DE LA SERIE 6XXX” ha sido llevado a cabo en el periodo de abril a agosto de 2017 en la empresa de Sapa que posee el grupo multinacional en la localidad navarra de Irurtzun.

Esta empresa dedicada fundamentalmente a la extrusión de perfiles de aluminio emplea en su proceso aleaciones de la aluminio de la serie 6XXX para ofrecer soluciones completas a los clientes de mercados tan variados como la carpintería metálica, la construcción, la industria, el sector energético, el transporte o la automoción. Siendo este último uno de los más importantes para la planta de Navarra y en el que está experimentando más crecimiento.

Precisamente el mercado de la automoción apuesta cada vez más por aleaciones cargadas 6XXX en detrimento de las 7XXX con mayores propiedades mecánicas y que tradicionalmente han sido ampliamente utilizadas en la aeronáutica así como también en la automoción. La 6082 es en particular la que más contenido en Si y Mg tiene de las 6XXX pudiendo alcanzar unas propiedades mecánicas medias-altas. Sin embargo, lo que la hace realmente interesante frente a las 7XXX, es su buena extrusionabilidad, buena productividad, menores exigencias de temple, menor cantidad de aleantes, etc. que hacen que el coste de la pieza terminada sea mucho menor.

A continuación en el trabajo se desarrollará un estudio sobre la metalurgia de estas aleaciones y cómo se ven afectadas las propiedades mecánicas finales de los perfiles extruidos por los distintos grados de enfriamiento conseguidos durante la extrusión.

1.2 Medios técnicos y humanos

La planta que posee Sapa en Navarra desarrolla, fabrica y comercializa soluciones extruidas a la medida del cliente desde la fabricación de aleaciones a la medida hasta operaciones de valor añadido en el perfil final. A continuación se describen los principales

medios que posee Sapa Extrusión Navarra y que han jugado un papel fundamental de una u otra manera para el desarrollo de este trabajo:

➤ **Fundición propia:**

Sapa Navarra cuenta con la capacidad de desarrollar sus propias aleaciones gracias a la fundición propia que posee la fábrica. Las aleaciones estándar más utilizadas son la 1050, 3103, 6060, 6063, 6106, 6005A, 6061 y 6082, pudiéndose también fabricar otras composiciones específicas bajo pedidos mínimos de 25 toneladas.

La fundición de la fábrica posee un horno fusor de 25t con capacidad de fundir chatarras de baja calidad como materiales lacados, un horno de colada de 25t en el que se ajusta la composición, mesas de coladas como la de la Figura 1 con moldes de diferentes medidas para poder colar diferentes diámetros de tocho, un pozo de colada con capacidad de colar barras de tocho de hasta 7400mm de longitud, un horno de homogeneizado y una cámara de enfriamiento.



Figura 1. Barras de tocho recién coladas en la fundición de Sapa Navarra

➤ **2 prensas de extrusión directa:**

Una prensa de extrusión directa de 3500 toneladas para tochos de 9 pulgadas que cuenta con una mesa de estirado de 55 metros. Esta prensa se denomina con el código NA 9/5

Una prensa de extrusión directa de 2000 toneladas para tochos de 8 pulgadas denominada NA 8/2 que cuenta con una mesa de estirado de 45 metros que se puede ver en la Figura 2. Recientemente se ha realizado una inversión en esta última prensa en la que se han cambiado todas las instalaciones a partir de la boca de la prensa incluyendo mesa de salida, sistema de enfriamiento, pullers, mesa de estirado... Por este motivo, las pruebas realizadas en el presente trabajo se han realizado en esta prensa para tener un mejor control y mayor conocimiento sobre el sistema de enfriamiento y sus limitaciones.

Gracias a estas 2 prensas los perfiles que puede procesar la planta presentan las siguientes dimensiones: Peso perfil: de 150 g/m a 20.000 g/m, Tamaño máx. tubo redondo: 250 mm, tubo cuadrado: 190 x 190 mm y tubo rectangular: 330 x 30 mm.



Figura 2. Vista general de la mesa de estirado de la Prensa NA 8/2

➤ **4 hornos de maduración artificial:**

La planta cuenta con 4 hornos de envejecimiento denominados H4, H5, H6 y H7 según su orden cronológico de instalación (Figura 3). Por sus dimensiones estos hornos pueden tratar perfiles de hasta 15 metros, longitud máxima de suministro al cliente final. Los hornos están automatizados y tienen memorizados diferentes tratamientos con sus temperaturas, rampas, etapas y duración de cada etapa; de modo que el operario sólo debe seleccionar el tipo de tratamiento que corresponde a cada producto.



Figura 3. Entrada de hornos

➤ **Laboratorio de calidad:**

La planta cuenta con un moderno laboratorio que da soporte a la calidad tanto de la sección de fundición como de extrusión. En el laboratorio se realizan distintas ensayos para comprobar las propiedades mecánicas, durezas Brinell y Rockwell, test de cono, test de abocardado, composición química, mediciones dimensionales y análisis de tolerancias mediante proyector de perfiles y Romidot, micro y macro estructura metalográficas, empleando los siguientes medios: espectrómetro de emisión de descarga luminiscente GD-OES, microscopio óptico, durómetros, máquina de ensayo a tracción, máquinas de ensayo a compresión, hornos para simulación de tratamientos térmicos, etc.

➤ **Sapa Technology Center (Finspång, Suecia):**

Se trata de un centro interno que posee Sapa en Suecia encargado de la investigación, desarrollo e innovación de nuevos productos, tecnologías y procesos. Este centro da apoyo a todas las plantas del grupo y es responsable de poner en conocimiento el know-how entre todas las plantas y dar soporte a cada proceso específico. Gracias a ellos, nos han proporcionado una herramienta con la que poder efectuar mediciones y ensayos en este trabajo.

2. Justificación y objetivos

La realización del siguiente estudio sobre cómo afecta el enfriamiento en las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio utilizadas en la extrusión responde a varias necesidades, todas ellas de especial interés para la actividad de Sapa. A continuación se presentan varias cuestiones que han motivado el presente trabajo:

- Escasez de información y diagramas CCP (Continuous Cooling Precipitation) o TTP (Time Temperature Property) para las aleaciones de Al-Mg-Si. A pesar de tener una importancia equiparable a los diagramas similares de los aceros, en el caso de las aleaciones de aluminio sólo unos pocos son conocidos [1]. Además la poca información existente puede resultar confusa o insuficiente como para determinar un valor exacto mínimo de velocidad de enfriamiento para alcanzar las propiedades requeridas.
- Dependencia de la composición exacta dentro de los límites de cada aleación en cada caso. Algunos autores han investigado en profundidad la aleación 6082 y se ha podido demostrar cómo pequeñas variaciones en la composición de la aleación afectan notablemente a la cinética de precipitación del Mg_2Si variando las curvas TTP [2]. El hecho que Sapa cuente con una fundición propia y por lo tanto una composición propia dentro de los límites de la norma hace que no se puedan tomar a rajatabla los diagramas bibliográficos, si bien sí que sirven de ayuda para una aproximación.
- Necesidad de establecer un método de control por parte del operario durante la extrusión que le permita conocer si los perfiles están siendo enfriados lo suficiente y por tanto van a ser capaces de desarrollar las propiedades exigidas posteriores al envejecimiento artificial. Es de vital importancia establecer una velocidad mínima de enfriamiento por debajo de la cual los perfiles no alcanzan la dureza exigida. De este modo el operario puede controlar y asegurar el correcto enfriamiento.
- Formación de los operarios. Los operarios de extrusión deben conocer los fundamentos metalúrgicos de cada aleación para conocer los requisitos de enfriamiento mínimos y asegurar que se alcanzan durante el proceso. Para ello es necesario en primer lugar conocer los límites, en segundo lugar tener establecido un método de control y en tercer lugar

necesitan los medios necesarios (termopares, pirómetros, hojas sencillas de Excel para que introduzcan los datos y automáticamente les calcule si el enfriamiento es correcto...)

- Dejar abiertas las puertas para poder asegurar en el futuro el 100% de los enfriamientos.
En ocasiones ocurre que solamente unos pocos metros del total de metros extruidos en un tocho concreto no alcanza las propiedades mecánicas. Esto ocurre debido a que por ejemplo los últimos metros no han sido correctamente enfriados por diversas microparadas que pueden ocurrir en la extrusión y que más adelante se comentarán. En estos casos, puede ocurrir que la probeta de tracción se extraiga de una zona correctamente enfriada y pensar que todo el perfil se encuentra bien cuando realmente hay una zona que no lo está. Conociendo bien los diagramas TTP para cada caso se podría establecer de manera automática un sistema que achatarraría los metros de perfil que no han seguido un enfriamiento correcto. De este modo se evitarían problemas de calidad que en ocasiones surgen por falta de dureza en clientes de automoción que cortan los perfiles en piezas muy pequeñas.

3. Estado del arte

3.1 Fundamentos teóricos del aluminio

3.1.1 Introducción, historia y consumo

El aluminio se trata del decimotercer elemento de la tabla periódica y su símbolo químico es Al (Figura 4). Además podemos afirmar que es uno de los más abundantes que nos podemos encontrar en la corteza terrestre con un porcentaje en peso del 8.1% sólo por detrás del Oxígeno y el Silicio. Es un metal blanco brillante, que pulido se asemeja a la plata. Cristaliza en red cúbica centrada en las caras (FCC, Figura 4) característica que le confiere como al resto de metales que presentan esta red buena ductilidad. Su temperatura de fusión es de 660 °C. Tiene una densidad de 2.700 kg/m³, aproximadamente un tercio la del acero o el cobre lo cual lo hace especialmente interesante para muchas aplicaciones en las que el peso es un factor importante a tener en cuenta.

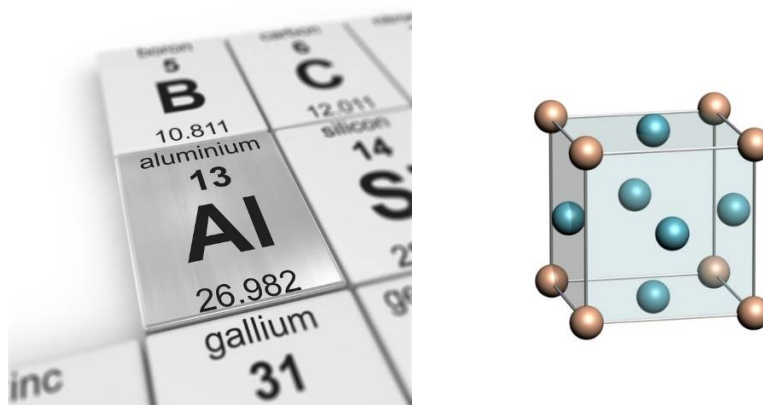


Figura 4. Aluminio, elemento químico y red cristalina

El aluminio es un material de gran importancia en la actualidad dado sus múltiples usos, de ahí que sea el metal más empleado por detrás del acero. A pesar de ello, no le ha sido fácil para llegar hasta aquí ya que su historia es mucho más breve que la del acero que ha sido estudiado y empleado desde la antigüedad. El aluminio abarca un período comprendido desde los inicios de su obtención hasta el empleo masivo en la actualidad de poco más de 100 años.

Originariamente cuando fue descubierto se encontró gran dificultad para separarlo del resto de elementos con los que formaba compuestos, motivo por el cual fue llegado a ser

considerado un metal precioso. A pesar de ser aislado por primera vez en 1825 por el danés Oersted y que Henry Etienne Sainte-Claire consiguiera fabricar el primer lingote en 1854 [3], todavía en 1882 apenas había una producción mundial de 2 toneladas. A partir de este momento se desarrollaron nuevas técnicas extractivas como las que patentaron Hérault, Hall o Bayer que permitieron pasar a una producción mundial de 6700 toneladas en 1900.

A día de hoy es el segundo metal más empleado como se ha mencionado. Como dato a tener en cuenta cabe destacar que en 2016 se produjeron en todo el mundo 59 millones de toneladas de aluminio, siendo el principal productor China con 31 millones seguido entre otros por Rusia, Canadá o India (Figura 5).

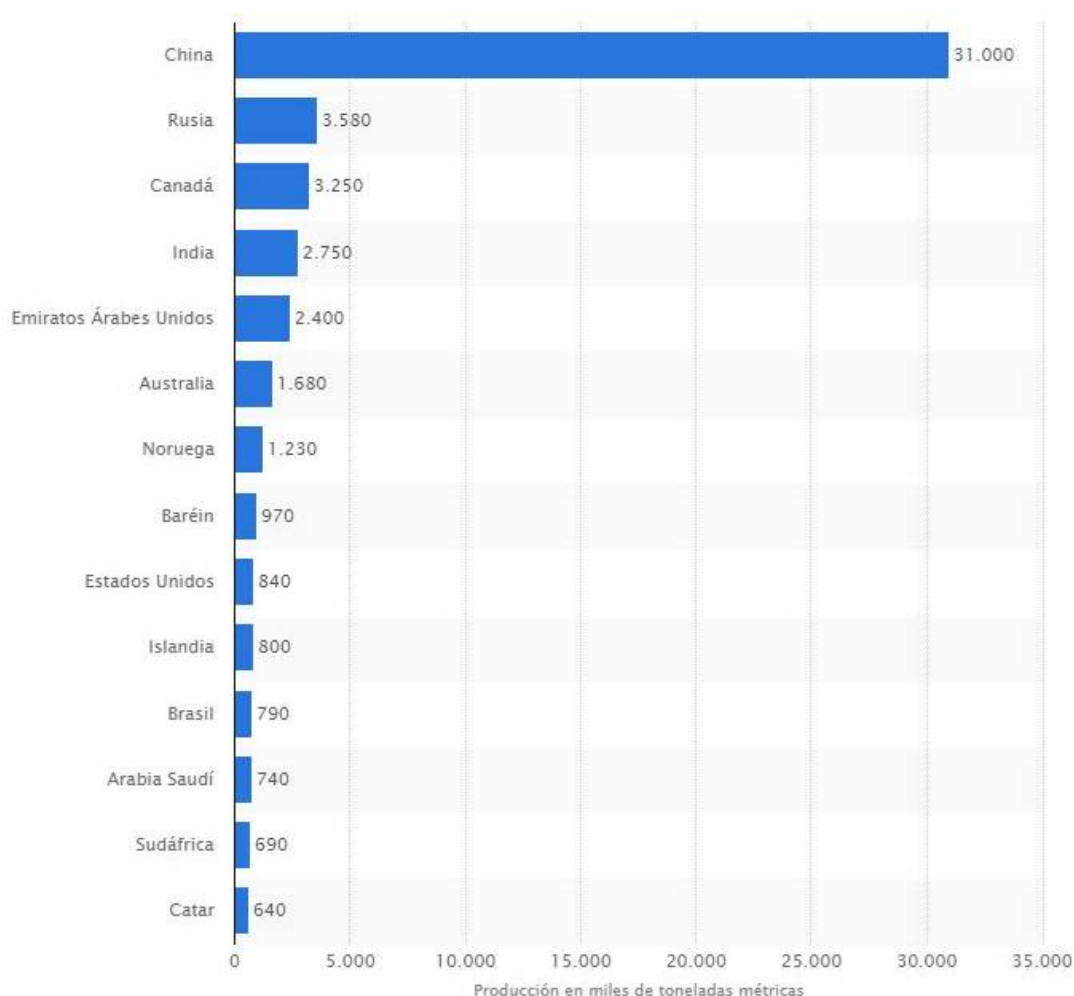


Figura 5. Ranking mundial de los principales productores de aluminio en 2016 [4]

3.1.2 Obtención

Como se ha visto anteriormente, el aluminio es el metal más abundante de la corteza terrestre pero no por ello su obtención es sencilla. El aluminio se encuentra ampliamente distribuido por la tierra y está presente en numerosas rocas, arcillas y minerales si bien su concentración no es muy alta y no se encuentra libre. La principal mena de aluminio en la que se pueden hallar concentraciones aproximadamente de entre un 30% y un 50% de hidróxidos de este metal es la bauxita.

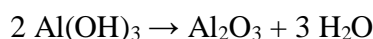
La obtención de aluminio a partir de la bauxita no es directa y se puede dividir en dos etapas bien diferenciadas. La primera etapa denominada proceso Bayer consiste en un proceso químico para la obtención de alúmina (óxido de aluminio) y la segunda etapa consiste en un proceso electrolítico en el que se extrae aluminio a partir de su óxido. Partiendo de 4 toneladas de bauxita se obtienen aproximadamente 2 toneladas de alúmina de la que finalmente se consigue extraer 1 tonelada de aluminio primario.

A continuación se exponen brevemente las 2 etapas de la obtención de aluminio primario:

3.1.2.1 Proceso Bayer

En primer lugar el proceso Bayer consiste en el lavado de la bauxita triturada con hidróxido de sodio y agua caliente. En esta etapa se producen una serie de reacciones que se conocen comúnmente como digestión del hidróxido de aluminio. Los sólidos no disueltos son retirados y el resto de la mezcla se enfría y diluye para que una vez libre de impurezas pueda precipitar de forma controlada formando hidróxido de aluminio puro $\text{Al}(\text{OH})_3$.

Por último, el hidróxido de aluminio es introducido a un horno a temperaturas aproximadas de 1050 °C para ser sometido al proceso de calcinación en el que tiene lugar la reacción química de obtención de alúmina.



La secuencia completa del proceso Bayer puede observarse en la Figura 6.

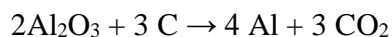


Figura 6. Esquema representativo del proceso Bayer

3.1.2.2 Proceso Hall-Héroult

El segundo proceso necesario para obtener finalmente el aluminio primario es conocido como Hall-Héroult en honor a los dos químicos e investigadores que consiguieron separar aluminio a partir de alúmina por primera vez en 1886.

El proceso cuyo esquema puede verse en la Figura 7, consiste en la electrólisis de la alúmina (Al_2O_3) fundida en una cuba, en la que la propia cuba actúa como cátodo mientras que unos electrodos son introducidos en el baño y actúan como ánodo. La temperatura de fusión de la alúmina es de $2070\text{ }^\circ\text{C}$, sin embargo Hall y Héroult tuvieron un gran acierto al encontrar el fundente adecuado, la criolita (Na_3AlF_6), ya que permite reducir la temperatura del proceso hasta temperaturas por debajo de los $1000\text{ }^\circ\text{C}$. La reacción química total que se produce en la cuba es la siguiente:



La electrólisis de la alúmina es un proceso continuo en el que el aluminio se va depositando en el fondo de la cuba y es extraído a la vez que se requiere añadir nueva alúmina y criolita. Por otro lado, los electrodos de carbón se van consumiendo liberando CO_2 por su

reacción con el O_2 liberado durante la electrólisis por lo que es necesario ir regulando su altura y reponerlos.

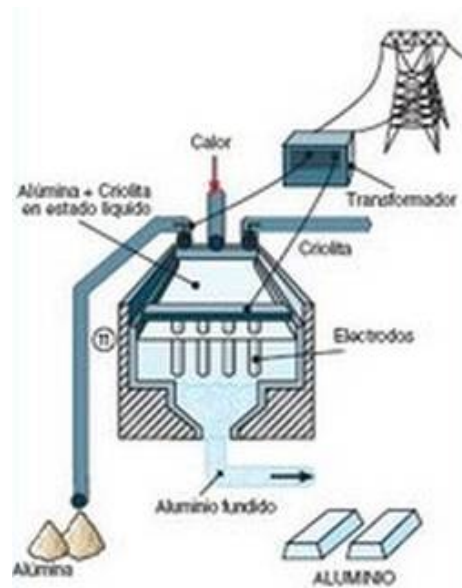


Figura 7. Esquema del proceso electrolítico de obtención de aluminio primario

Se estima que la energía necesaria para producir 1 tonelada de aluminio primario a partir de alúmina es de 14000 kWh, lo cual supone directamente un 90% aproximadamente del coste del aluminio. El hecho de ser tan elevado el consumo eléctrico hace que en muchas ocasiones no se realicen en el mismo emplazamiento geográfico la producción de alúmina a partir de bauxita y la de aluminio a partir de alúmina. Generalmente las plantas en las que se lleva a cabo este último proceso se emplazan en regiones cercanas a grandes recursos energéticos como pueden ser grandes centrales hidráulicas o países que tienen acceso a petróleo barato.

3.1.3 Propiedades

Las cualidades que presenta el aluminio hacen que sea el metal más apropiado en determinadas aplicaciones. Además cuenta con la ventaja de que puede ser reciclado volviéndose a fundir todas las veces que sean necesarias y en este caso el consumo energético se reduce a un 5% del necesario para la producción de aluminio primario.

A continuación se enumeran una serie de propiedades muy beneficiosas que le han convertido en uno de los materiales más ventajosos e idóneos en la industria:

- **Baja densidad:** Con 2.700 kg/m^3 el aluminio es especialmente ligero frente a otros metales pesados, y esto ha hecho que sea empleado en aplicaciones en las que hay parte de las instalaciones que se tienen que desplazar con frecuencia. Aligerando el peso de estas partes móviles se reduce considerablemente el gasto energético y de mantenimiento. Muy común en aplicaciones de transporte terrestre, marítimo o aéreo. Sólo compite con las aleaciones de magnesio que tienen 1.740 kg/m^3 pero cuyo costo es aproximadamente doble.
- **Buena resistencia a la intemperie:** el aluminio es completamente inalterable en el aire, pues se recubre de una delgada capa de óxido, de algunas centésimas de micra, que protege el resto de la masa de la oxidación. Debido a esta película protectora, resiste también a la acción del vapor de agua, el ataque nítrico concentrado y muchos otros compuestos químicos. Además esta fina capa de alúmina puede ser recrecida artificialmente mediante el anodizado.
- **Buena conformación y mecanizado:** su excelente capacidad de conformación lo hacen idóneo para fabricar piezas por extrusión, así como por laminación o forja.
- **Fácilmente soldable:** todos los procedimientos habituales para unir materiales pueden ser utilizados en los materiales de aluminio.
- **Elevada conductividad térmica y eléctrica:** Su conductividad eléctrica es un 60% de la del cobre y 3,5 veces mayor que la del hierro.
- **Magnéticamente neutro:** ninguna aleación de aluminio presenta ferromagnetismo.
- **Baja toxicidad:** todas las aleaciones de aluminio normalizadas son atóxicas.

3.1.4 Designación de las aleaciones

En el caso de las aleaciones de aluminio y especialmente en el caso de las aleaciones que son envejecibles es fundamental hacer referencia tanto a la composición de elementos como al estado en el que se encuentra la aleación. Por ello, al hacer referencia a una aleación siempre se suele tener en cuenta estas dos cuestiones. A continuación se presenta el sistema de designación de las aleaciones de forja, por tratar el presente trabajo únicamente de la extrusión.

3.1.4.1 Nomenclatura de las series o familias

La nomenclatura más empleada es la establecida por la “Aluminium Association” de EEUU. Esta utiliza para nombrar las aleaciones de aluminio una codificación de 4 dígitos. El primer dígito corresponde a la serie a la que pertenece la aleación, es decir cuál es su principal aleante. Los siguientes dígitos no tienen por qué seguir un patrón particular y sirven para identificar una composición en particular.

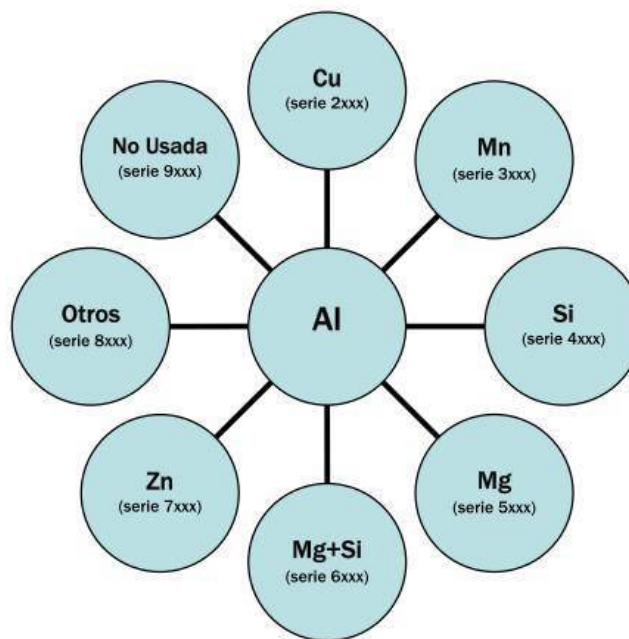


Figura 8. Esquema con las series de aleaciones de forja

A la vista del esquema presentado en la Figura 8, podemos hacer una primera distinción entre aquellas aleaciones que son termotratables y aquellas que no. En primer lugar presentamos las **aleaciones que no admiten tratamiento térmico** y que solamente pueden aumentar su resistencia mediante trabajo en frío.

- **Serie 1XXX:** Son aleaciones de aluminio técnicamente puro, con un porcentaje de aluminio aproximado entre 99,5% y 99,9% siendo sus principales impurezas el hierro y el silicio como elemento aleante. En esta serie los 2 últimos dígitos por ejemplo sí que indican el contenido en centésimas de Al. Tienen una resistencia mecánica entre 60 y 90 MPa y son empleadas fundamentalmente en aplicaciones eléctricas por su buena conductividad.

- **Serie 3XXX:** El elemento aleante principal de este grupo de aleaciones es el manganeso (Mn) que está presente en un 1,2% y tiene como objetivo reforzar al aluminio manteniendo sus buenas condiciones de ductilidad. Tienen una resistencia mecánica comprendida entre los 95 MPa y los 140 MPa. Se utilizan en componentes que deben ser fácilmente mecanizables.
- **Serie 5XXX:** En este grupo de aleaciones el magnesio es el principal componente aleante, su aporte varía del 2 al 5%. Esta aleación presenta unas buenas características frente a la corrosión por ello es empleada fundamentalmente en ambientes marinos y en elementos ornamentales o decorativos.

Por otra parte existen **aleaciones susceptibles de ser sometidas a un tratamiento térmico** para adquirir dureza mediante envejecimiento por precipitación.

- **Serie 2XXX:** El principal aleante de este grupo de aleaciones es el cobre, aunque también contienen magnesio. Los principales precipitados que se originan durante el envejecimiento son el Al_2Cu y el Al_2CuMg responsables de la buena resistencia que alcanzan estas aleaciones. Con un tratamiento T6 alcanzan una resistencia a la tracción aproximada de 440 MPa y son utilizadas ampliamente en el sector de la automoción y la aviación.
- **Serie 6XXX:** Los principales elementos aleantes de este grupo son magnesio y silicio formando precipitados Mg_2Si . Con unas condiciones de tratamiento térmico T6 pueden alcanzar y superar valores de resistencia a la tracción de 300 MPa y es utilizada para perfiles y estructuras en general.
- **Serie 7XXX:** Los principales aleantes de este grupo de aleaciones son el cinc, el magnesio y el cobre y los precipitados responsables de la dureza son el MgZn_2 . Con un tratamiento T6 tienen la resistencia a la tracción más elevada de todas las aleaciones llegando a superar los 600 MPa. Son utilizadas fundamentalmente en sectores como la aeronáutica y en menor medida la automoción.
- **Serie 8XXX:** Esta serie que fundamentalmente está abierta para cualquier aleación cuyo aleante principal no esté en las anteriores series. Contiene algunos casos concretos de aleaciones con Litio que son termotratables.

3.1.4.2 Estados o temple

Como ya se ha explicado anteriormente, la manera de referirnos a una aleación no termina sólo con la numeración vista arriba, a continuación se presenta la nomenclatura adicional que acompaña a los dígitos anteriores y que indican los estados de entrega o también denominados *temper*s resultantes de los tratamientos térmicos a los que han sido sometidas las aleaciones. Este sistema de nomenclatura se aplica a todas las formas de productos de aluminio con excepción de los lingotes.

- **F:** Estado bruto. Es el material tal como sale del proceso de fabricación.
- **O:** Recocido. Se aplica a materiales ya sea de forja como de fundición que han sufrido un recocido completo.
 - **O1:** Recocido a elevada temperatura y enfriamiento lento.
 - **O2:** Sometido a tratamiento termomecánico.
 - **O3:** Homogeneizado. Esta designación se aplica a los alambrones y a las bandas de colada continua, que son sometidos a un tratamiento de difusión a alta temperatura.
- **W:** Solución tratada térmicamente. Se aplica a materiales que después de recibir un tratamiento térmico quedan con una estructura inestable y sufren envejecimiento natural.
- **H:** Estado de Acritud. Viene con materiales a los que se ha realizado un endurecimiento por deformación.
 - **H1.** Endurecido por deformación hasta obtener el nivel deseado y sin tratamiento posterior.
 - **H2.** Endurecido en exceso por deformación y recocido parcial para recuperar suavidad sin perder ductilidad.
 - **H3.** Acritud y estabilizado.
 - **H4.** Acritud y lacado o pintado. Son aleaciones endurecidas en frío y que pueden sufrir un cierto recocido en el tratamiento de curado de la capa de pintura o laca dada. En ésta clasificación se usa un segundo dígito (en ocasiones es necesario un tercer dígito) que indica el grado de endurecimiento por deformación.
- **T:** Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior. Las designaciones de W y T sólo se aplican a aleaciones de aluminio ya de forja o de fundición que sea termotratables.

- **T1:** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a elevada temperatura y envejecido de forma natural.
- **T2:** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural.
- **T3:** Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable.
- **T4:** Solución tratada térmicamente y envejecida a temperatura ambiente hasta alcanzar una condición estable. Es un tratamiento similar a T3 pero sin el trabajo en frío.
- **T5:** Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecida artificialmente.
- **T6:** Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura como el moldeo o la extrusión no son endurecidos en frío sino que sufren un envejecimiento artificial.
- **T7:** Solución tratada térmicamente y sobreenvejecida para su completa estabilización.
- **T8:** Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
- **T9:** Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
- **T10:** Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición sustancialmente estable.

Existen variantes de los estados anteriores T, a estas variantes se le añade otro segundo dígito y son específicos para cada producto. Se usan como estado de alivio de tensiones en productos fabricados mediante proceso de forja.

3.2 Metalurgia de las aleaciones de la serie 6XXX

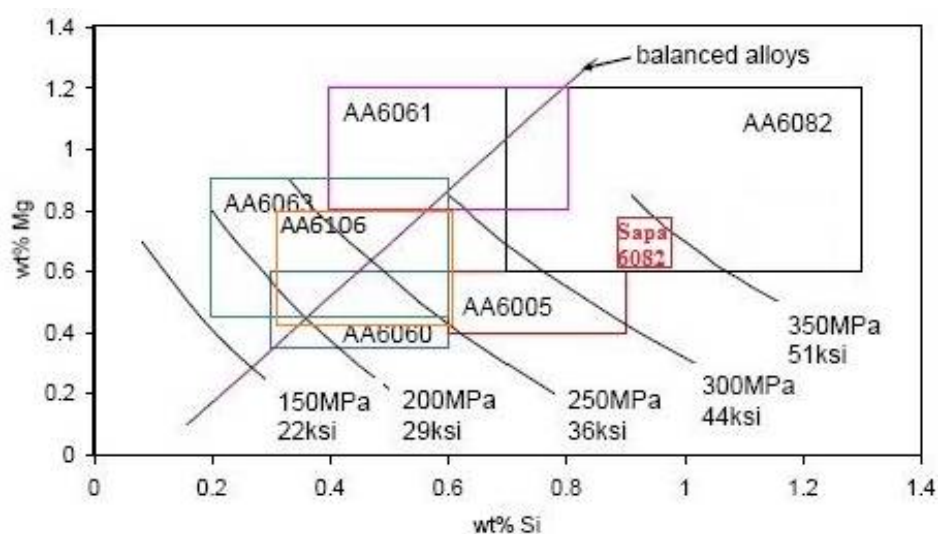
3.2.1 Composición y principales aleaciones

Las aleaciones de la serie 6XXX se caracterizan por tener como aleantes principales al Si y Mg en proporciones muy similares cuyos porcentajes van desde el 0.2% hasta el 1.3% en

el Silicio y desde el 0.25% hasta el 1.2% de Mg (exceptuando una aleación concreta que llega hasta el 3% de Mg). A continuación, en la Tabla 1 se presentan las 6 aleaciones de más uso en el proceso de extrusión de Sapa Navarra. Si bien Sapa Navarra trabaja con unas composiciones concretas, a continuación se presentan los límites de composición reflejados en la norma UNE-EN 573-3:2009 cuyo título es: *Aluminio y aleaciones de aluminio. Composición química y forma de los productos de forja. Parte 3*

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	Va	Al
6060	0.3-0.6	0.1-0.3	0.1	0.1	0.35-0.6	0.05	-	0.15	0.1	-	-	Resto
6063	0.2-0.6	0.35	0.1	0.1	0.45-0.9	0.1	-	0.1	0.1	-	-	Resto
6106	0.3-0.6	0.35	0.25	0.05-0.2	0.4-0.8	0.2	-	0.1	-	-	-	Resto
6005A	0.5-0.9	0.35	0.3	0.5	0.4-0.7	0.3	-	0.2	0.1	-	-	Resto
6061	0.4-0.8	0.7	0.15-0.4	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	-	0.25	0.15	-	-	Resto
6082	0.7-1.3	0.5	0.1	0.4-1.0	0.6-1.2	0.25	-	0.2	0.1	-	-	Resto

Tabla 1. Composición de las aleaciones más empleadas en Sapa Navarra



Gráfica 1. Mapa de composición de las aleaciones fabricadas en Sapa Navarra

3.2.2 Proceso de envejecimiento

El hecho que confiere especial interés a esta familia de aleaciones además de su buena extrusionabilidad es su capacidad de formar precipitados durante el proceso de envejecimiento o maduración que le otorgan unas propiedades mecánicas superiores a las que poseían de partida en estado T4.

En la Figura 9 (elaboración propia de Sapa) se muestra un ciclo térmico habitual de una aleación 6XXX durante el proceso de extrusión.

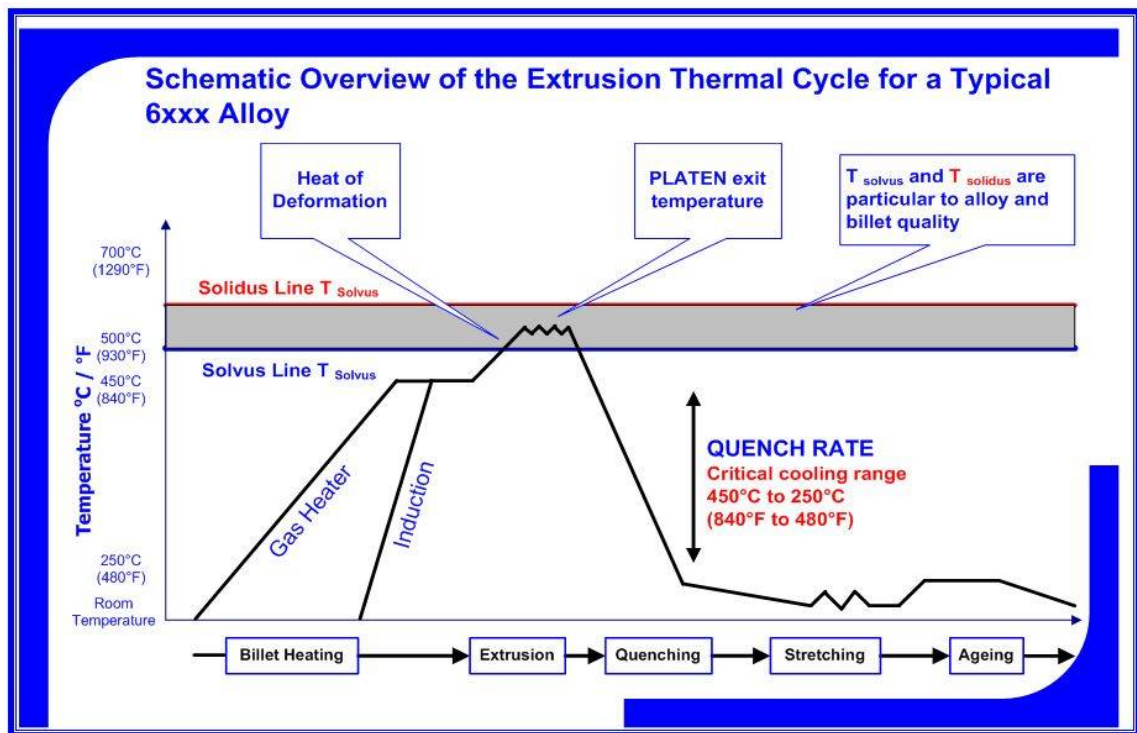


Figura 9. Ciclo térmico típico de una aleación de extrusión

A continuación se procede a explicar los fenómenos y transformaciones que ocurren durante el proceso de envejecimiento. Además se hará hincapié en unas etapas previas que son absolutamente necesarias y que dependen de que sean correctamente llevadas a cabo para que pueda ocurrir el proceso de envejecimiento.

3.2.2.1 Puesta en solución

El Mg y Si presentes en estas aleaciones son los elementos que juegan un papel clave en el envejecimiento ya que forman precipitados causantes de proporcionar la dureza tras el tratamiento térmico de envejecimiento. Para poder someter a un tratamiento de envejecimiento es necesario que las partículas de Mg y Si se encuentren disueltas en la fase α , sin embargo como se puede ver en el diagrama de fases de la Figura 10, a temperatura ambiente no se encuentran disueltas sino que está separada la fase α de los compuestos de Mg_2Si .

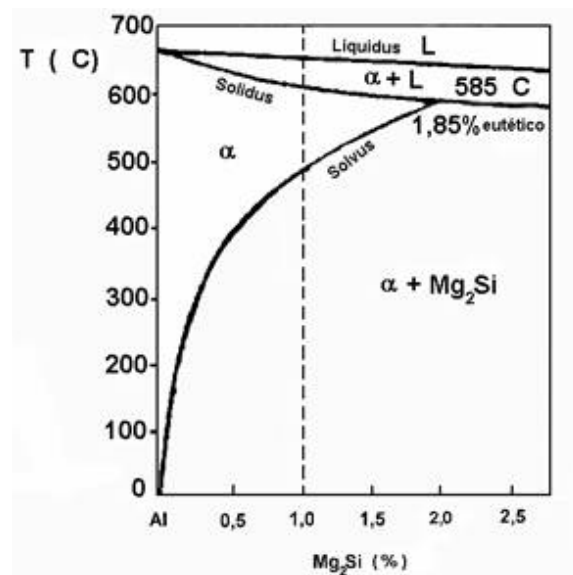


Figura 10. Diagrama de fases Al- Mg_2Si [5]

La clave del proceso radica en primer lugar en disolver las partículas de para posteriormente (ya veremos cómo) retenerlas a temperatura ambiente. El proceso de puesta en solución consiste en calentar la aleación a una temperatura por encima de la temperatura de solvus de tal manera que las partículas de Mg_2Si se disuelvan. Esta temperatura de solvus que depende de la composición exacta de cada aleación suele estar entre los 500°C y 540°C para las aleaciones aquí tratadas.

3.2.2.2 Temple

Una vez se ha calentado la aleación hasta una temperatura superior a la de solvus para disolver todo el Mg y Si en la fase α y se ha conformado la pieza, el siguiente paso consiste en

el temple de la aleación para conseguir retenerlas disueltas a temperatura ambiente. El temple en la extrusión suele ser llevado a cabo mediante agua o mediante aire en aquellos casos en los que el agua resulta demasiado agresiva y crea distorsiones en el perfil.

Si se deja enfriar la pieza lentamente, las partículas de Mg y Si disueltas comenzarán una vez descendan la temperatura de solvus a nuclear y crecer formando precipitados de Mg_2Si en las dislocaciones, juntas de grano y particularmente en dispersoides [6] ya que como se ha visto en el anterior diagrama se encuentra en una región de dos fases. La segregación de las dos fases impide el posterior tratamiento térmico de envejecimiento. Para evitar esto es fundamental el temple más o menos agresivo que dependerá directamente de la concentración de aleante que contenga la aleación. De esta forma se consigue retener el Mg y Si en solución sólida sobresaturada.

A pesar de que los enfriamientos severos favorecen que las aleaciones 6XXX puedan alcanzar altas propiedades mecánicas y de dureza, en la práctica de la extrusión no siempre se llevarán a cabo estos enfriamientos debido a que los enfriamientos agresivos causan distorsiones y tensiones residuales [7] tan grandes en los perfiles que pueden acabar tirándolos de la mesa. Por ello siempre hay que tratar de buscar el equilibrio necesario [8] para conseguir maximizar las propiedades sin ocasionar perfiles curvados o chatarra, esto es minimizando la aparición de tensiones residuales [9]. Por lo tanto es fundamental encontrar esa “ventana” de enfriamiento que se puede apreciar de una manera más visual en la Figura 11.

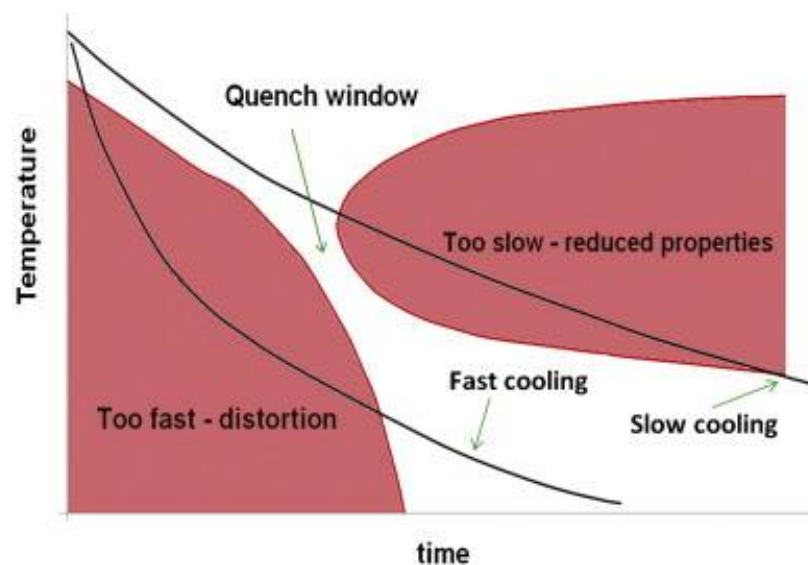


Figura 11. Ventana real para el temple de un perfil [8]

3.2.2.3 Envejecimiento

Por envejecimiento de una aleación de aluminio se conoce al proceso de formación de precipitados en la matriz proveniente de la solución sólida sobre saturada. Este envejecimiento también conocido como maduración puede ser llevado a cabo a temperatura ambiente y se conoce como envejecimiento natural o puede ser llevado a cabo en hornos industriales a temperaturas entre los 170°C y los 200°C y se denomina como envejecimiento artificial.

Durante el envejecimiento los precipitados van evolucionando dentro de la matriz y proporcionan un aumento de las propiedades mecánicas de las aleaciones 6XXX (Figura 12).

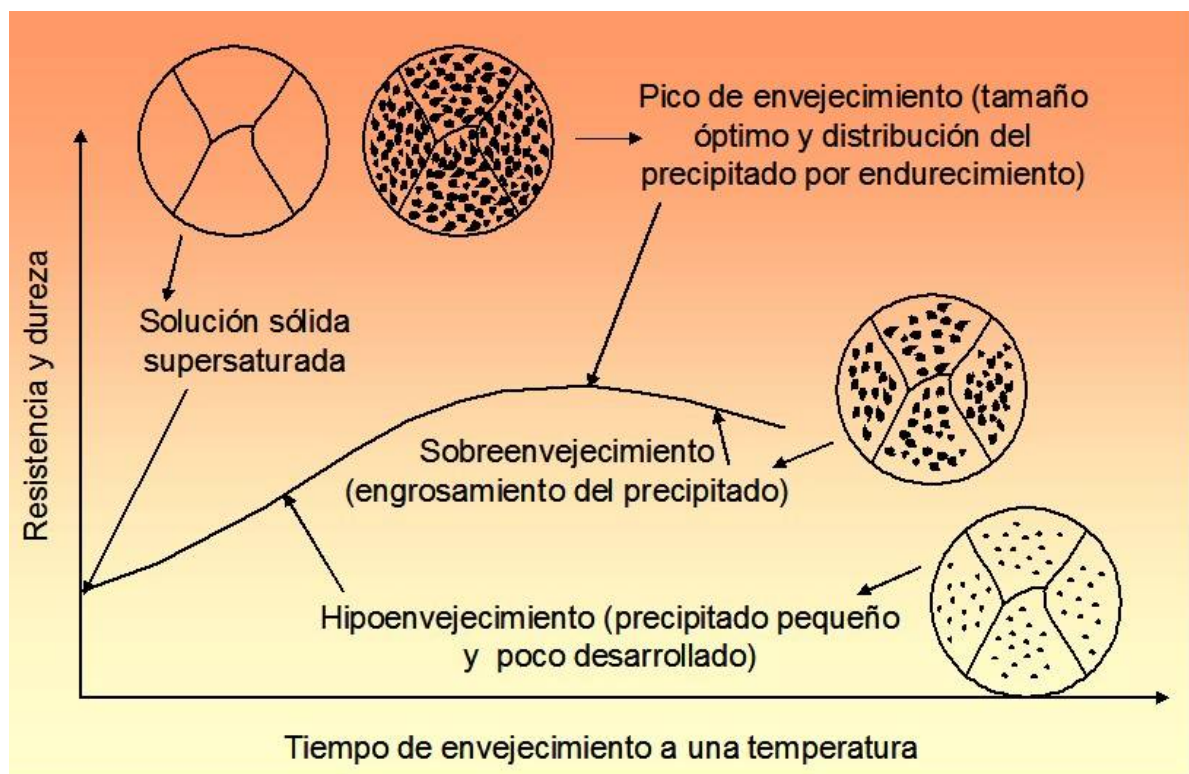
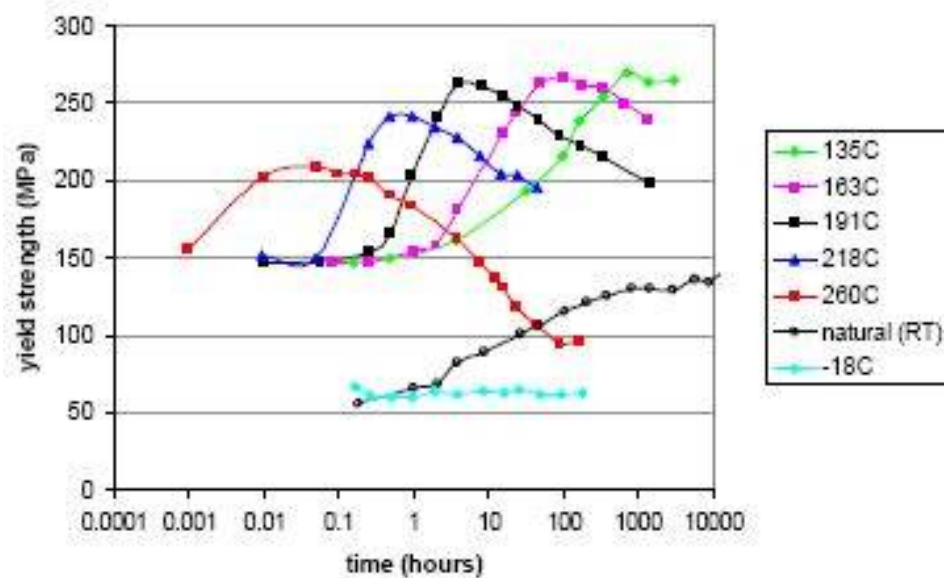


Figura 12. Evolución del envejecimiento [10]

Este mecanismo de endurecimiento por precipitación es muy conocido en el mundo de las aleaciones de aluminio pero también está presente en algunas aleaciones de base magnesio, cobre, níquel e incluso en algunos aceros.

Por último, se muestra cómo influye en un tratamiento térmico de envejecimiento tanto la temperatura como el tiempo en las propiedades mecánicas obtenidas. La Gráfica 2 en concreto corresponde a una aleación 6061 ensayada por técnicos de Alcoa en 2010. De ella, se

pueden extraer dos importantes conclusiones. Por un lado, para una temperatura dada los precipitados van evolucionando y otorgando mayor resistencia a la matriz hasta que se alcanzan las máximas propiedades en un tiempo dado y posteriormente si se continúa con el tratamiento, los precipitados continúan evolucionando perdiendo propiedades mecánicas, por lo que es muy importante no superar el tiempo del pico máximo. Por otro lado se puede apreciar que a medida que aumenta la temperatura del tratamiento, el pico máximo de propiedades se alcanza más rápido, la duración es más corta (por lo tanto es fácil excederse) y además las propiedades mecánicas máximas son inferiores respecto a un tratamiento a menor temperatura.



Gráfica 2. Influencia de la temperatura y tiempo en el límite elástico

3.2.2.4 Cristalografía de los precipitados

La capacidad de algunos compuestos intermetálicos de formar precipitados coherentes y aumentar la resistencia a la tracción y dureza de algunas aleaciones de aluminio es la base del fenómeno descubierto en 1908 por el metalúrgico alemán Wilm y que hoy en día es conocido como “endurecimiento por envejecimiento” o “endurecimiento por precipitado”.

Unas décadas más tarde de este descubrimiento, los cristalógrafos Guiner y Preston estudiaron mediante técnicas de difracción de rayos X los fenómenos descritos por Wilm en aleaciones de Al-Cu. Descubrieron que se formaban pequeños precipitados coherentes en

ciertos planos cristalográficos que otorgaban ese aumento de dureza a la aleación, hoy en día se conocen como zonas GP en honor a los descubridores.

Comenzando por la solución sólida con una energía libre de Gibbs G_0 , la solución sólida va evolucionando a través de una serie de fases intermedias hasta alcanzar la fase final de equilibrio. En cada etapa (Figura 13), la energía libre de Gibbs se reduce dando paso a una fase más estable pero para que la etapa se produzca es necesario un plus de energía que es aportado durante el tratamiento térmico y en el que juegan un papel muy importante tanto la temperatura como el tiempo.

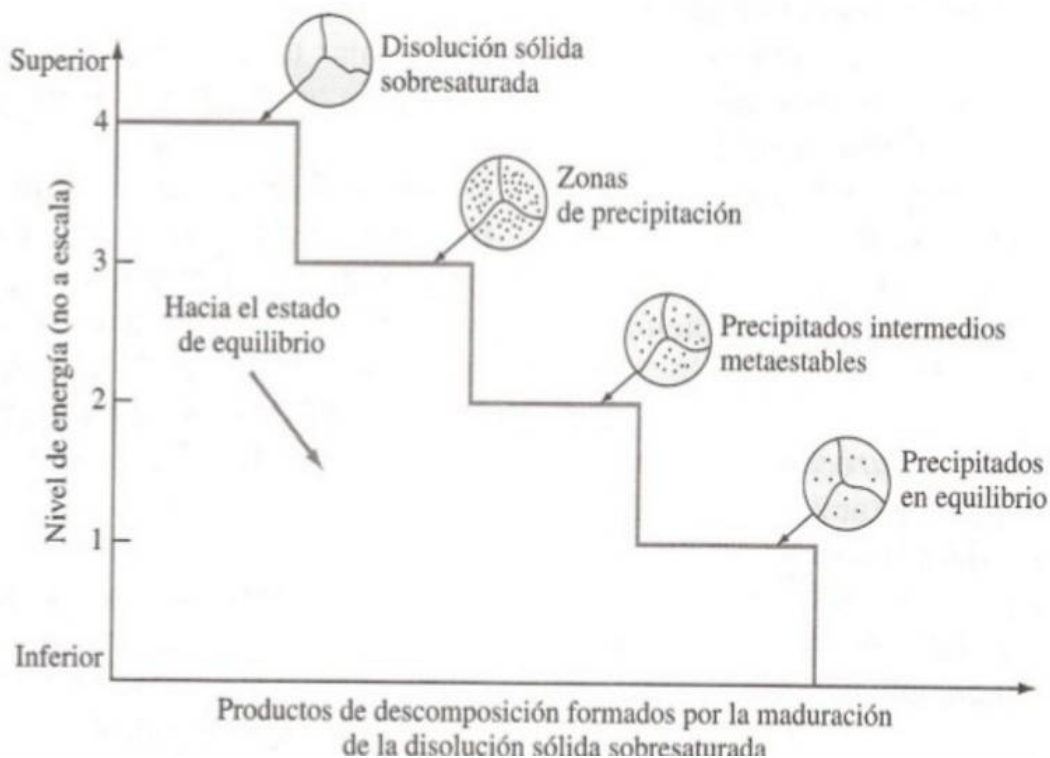


Figura 13. Evolución energética de los precipitados [11]

La escala nanométrica de estos precipitados junto con el complejo proceso térmico y dependencia de la composición ha hecho que estudiar cada una de estas fases en detalle sea una ardua tarea y es por ello que algunos autores proponen distintas fases intermedias [12], [13]. En las aleaciones equilibradas de Al-Mg-Si correspondientes a la serie 6XXX la secuencia más sencilla y simplificada de precipitación y transformación de las distintas fases es la siguiente:

$$\text{SSSS} > \text{zonas GP} > \beta'' > \beta' > \beta (\text{Mg}_2\text{Si})$$

En 1948 los investigadores Geisler, Hill, Gunier y Lambot se percataron mediante rayos-X de la existencia de las llamadas zonas GP con forma de agujas [14]. Posteriormente mediante la adición de calor vieron como estas zonas GP daban lugar a los precipitados β'' con forma de agujas también. Con el paso del tiempo estas agujas engordaban y formaban barritas de precipitados β' y finalmente se alcanzaba la fase de equilibrio β con forma de discos. Inicialmente se creía que todas las fases tenían la composición estequiométrica de Mg_2Si [14]. Sin embargo, estudios posteriores han determinado que únicamente la fase estable β tiene esta composición mientras que el resto de fases tienen distinta composición [15], [16].

Algunas investigaciones del siglo XXI proponen la siguiente secuencia de precipitación en la que aparecen nuevos precipitados y fases metaestables coexistiendo simultáneamente [15]–[17]:

$$\text{SSSS} > \text{agrupaciones atómicas} > \text{zonas GP} > \beta'' > \beta', \text{U1 (Tipo A), U2 (Tipo B), B' (Tipo C)} > \beta (\text{Mg}_2\text{Si})$$

La solución sólida sobresaturada evoluciona (pasando previamente por pequeñas agrupaciones nanométricas de átomos de Si y Mg) a las zonas GP las cuales son totalmente coherentes con la red cristalina del aluminio. La siguiente fase en formarse es la β'' , la cual corresponde a la fase con mayor resistencia y por lo tanto mayor interés metalúrgico. Está formada por un cristal monoclinico con forma de aguja y totalmente coherente a lo largo de la red del aluminio. Ampliamente ha sido aceptado el hecho de que la composición de esta fase era Mg_5Si_6 , sin embargo un estudio reciente de 2014 afirma que la composición más probable de esta fase es el compuesto ternario $\text{Mg}_4\text{Al}_3\text{Si}_4$ [17]. A continuación en la Figura 14 se muestran unas micrografías realizadas con un TEM de esta fase β'' .

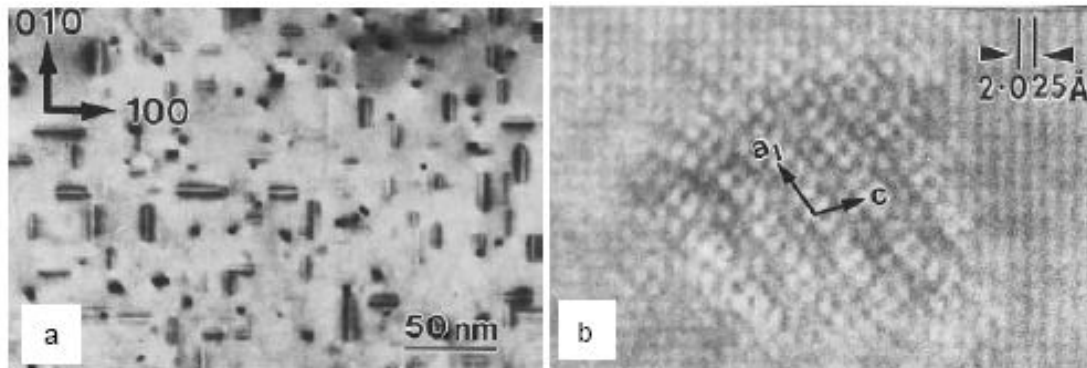


Figura 14. Micrografía típica de una fase β'' con forma de agujas [18]

La fase β' corresponde al comienzo del sobreenviejamiento, los precipitados comienzan a espaciarse y la dureza comienza disminuir. Matsuda en un estudio del año 2000 proponía que durante esta fase aparecían 3 nuevos precipitados diferentes de manera conjunta con β' antes de dar paso a la fase final estable β y que poseen la misma estructura cristalina β' [16]. Los 3 nuevos tipos de fases metaestables Matsuda los denominó como tipo A, B y C aunque algunos autores posteriormente se han referido a ellas como U1, U2 y B' respectivamente [15]. Estas 3 fases coexistentes con β' no se encuentran en la misma proporción a lo largo del tiempo tal y como se puede apreciar en la Figura 15.

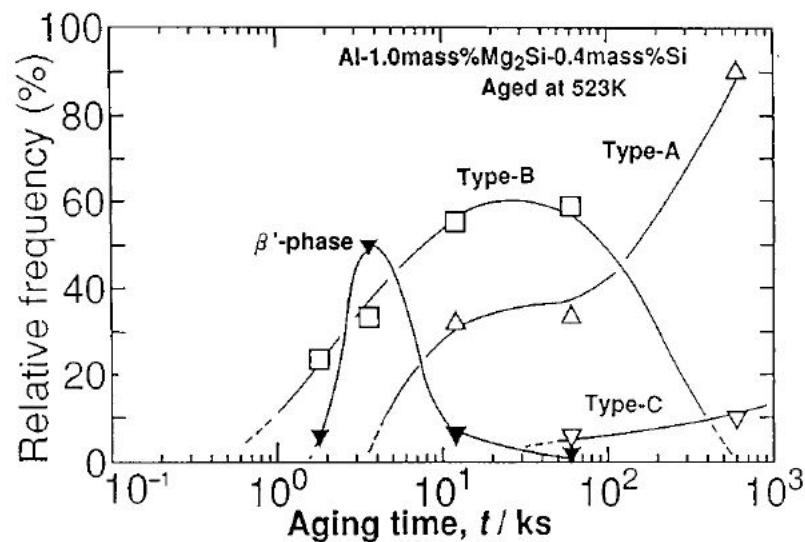


Figura 15. Evolución de las 3 fases metaestables tipo A, B y C junto con β' [16]

Por último, de continuar aportando energía aparecería la fase de equilibrio β con composición Mg_2Si que corresponde a un sobreenviejamiento muy notable y se trata de la fase estable.

3.2.2.5 Propiedades mecánicas mínimas de las aleaciones 6XXX en estado T6

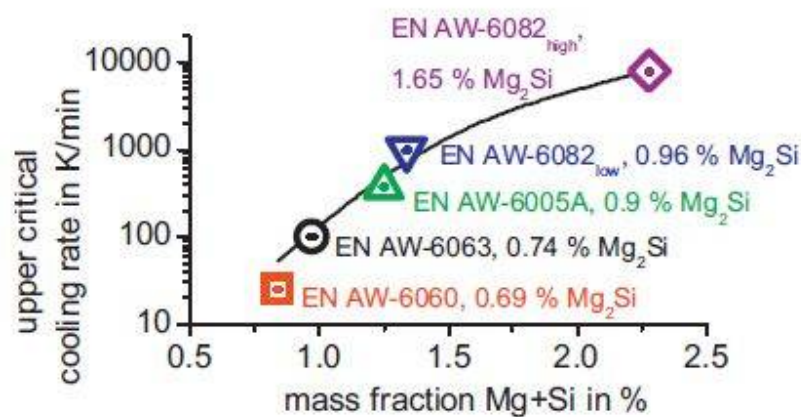
A continuación se recogen en la Tabla 2 los valores mínimos que debe presentar cada aleación estudiada a continuación en el caso de un perfil abierto en estado T6. Esta tabla se ha construido con los valores que figuran en la norma UNE-EN 755-2:2014 cuyo título es: *Aluminio y aleaciones de aluminio. Varillas, barras, tubos y perfiles extruidos. Características mecánicas.*

Aleación	R _m (MPa) mín	R _{p0.2} (MPa) mín	A _{50 mm} (%) mín	HBW Valor típico
6060	190	150	6	70
6063	215	170	6	75
6106	250	200	6	75
6005A	270	225	6	90
6061	260	240	8	95
6082	310	260	8	95

Tabla 2. Propiedades mínimas en estado T6

3.2.3 Estudios sobre la influencia del temple

Como ya se ha hecho referencia en el capítulo 2 referente a los objetivos del presente trabajo, la escasez de estudios y diagramas disponibles para estas aleaciones hace que sea muy difícil conseguir un valor exacto y preciso sobre la temperatura crítica o la tasa de enfriamiento crítica a superar para evitar que el Mg_2Si precipite durante el enfriamiento y retener el Mg y Si en solución sólida sobresaturada. Sin embargo, un hecho que es innegable es que a medida que la aleación aumenta el porcentaje de los aleantes principales Si y Mg, la velocidad crítica de enfriamiento a alcanzar para evitar que se sucedan precipitaciones aumenta. Esto queda reflejado por ejemplo en la siguiente Gráfica 3 de Milkereit.



Gráfica 3. Influencia del contenido de aleantes en la velocidad de enfriamiento crítica [1]

Una de las principales diferencias con el acero del que existen multitud de estos diagramas disponibles es el hecho que en el caso del aluminio no se pueden llevar a cabo durante los tratamientos térmicos in situ técnicas dilatométricas. Mientras que en el acero tienen lugar cambios de fases con un gran volumen involucrado, en el caso del aluminio la fase de la matriz se mantiene constante y son sólo los elementos aleantes los que precipitan fuera de la matriz (representando estos un pequeño porcentaje en comparación con la matriz) por lo que no se puede medir el efecto del cambio de volumen como en los aceros [19].

Existen 2 variedades de diagramas de transformación de los precipitados que resultan de gran utilidad para la selección del enfriamiento óptimo dependiendo de cada aleación. El primer tipo de diagramas que se pueden encontrar son aquellos que basan sus experimentos en interrumpir el enfriamiento a diferentes temperaturas para posteriormente mantener la

temperatura isoterma durante un periodo de tiempo determinado. En este primer tipo de diagramas se pueden enmarcar los diagramas TTP (Time Temperature Property) y TTT (Time Temperature Transformation). Existe una segunda variedad de diagramas experimentales cuya base de proceder es el enfriamiento continuo hasta una temperatura ambiente. Estos son los diagramas denominados CCP (Continuous Cooling Precipitation) y CCT (Continuous Cooling Transformation). Cabe destacar que los diagramas TTP no sirven directamente para diseñar un tipo de enfriamiento en particular y por lo tanto los diagramas CCP son de mayor utilidad práctica [20]. Frecuentemente este tipo de diagramas suelen denominarse también como curvas-C por su similitud con la grafía “C”.

3.2.3.1 Diagramas TTP y TTT

A continuación se expone el procedimiento habitual seguido por los investigadores para la construcción de los diagramas TTP (Figura 16). Básicamente consiste en el análisis de la microestructura y/o de las propiedades mecánicas (resistencia mecánica, límite elástico, dureza...) de una aleación sometida a un tratamiento térmico después de enfriar muestras hasta diferentes temperaturas y mantenerlas durante un tiempo a esa temperatura.

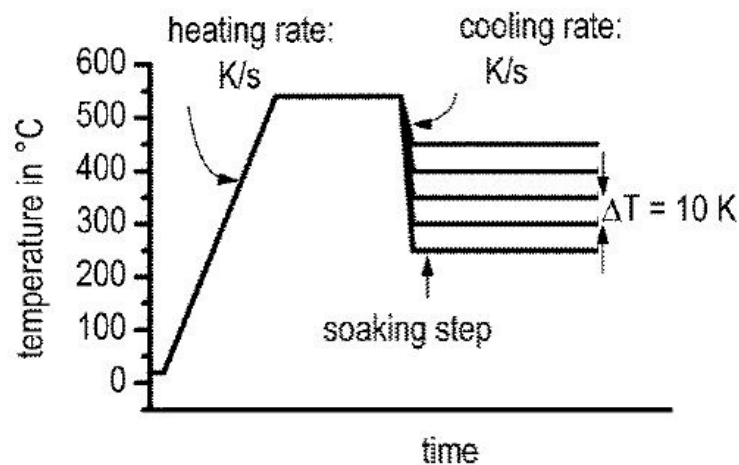


Figura 16. Esquema típico de un análisis para la obtención de diagramas TTP [21]

En primer lugar, todas las muestras son calentadas a una temperatura superior a la de solvus para poner en solución el Mg y Si. Posteriormente, las muestras son enfriadas a una

velocidad de enfriamiento muy elevada (para evitar precipitaciones durante esta fase) hasta diferentes temperaturas. Una muestra es enfriada siempre hasta temperatura ambiente para determinar las propiedades mecánicas máximas que puede alcanzar la aleación.

Mediante este método, se ha podido comprobar que en las aleaciones 6XXX ocurren tres tipos de precipitaciones diferentes a diferentes temperaturas (Figura 17).

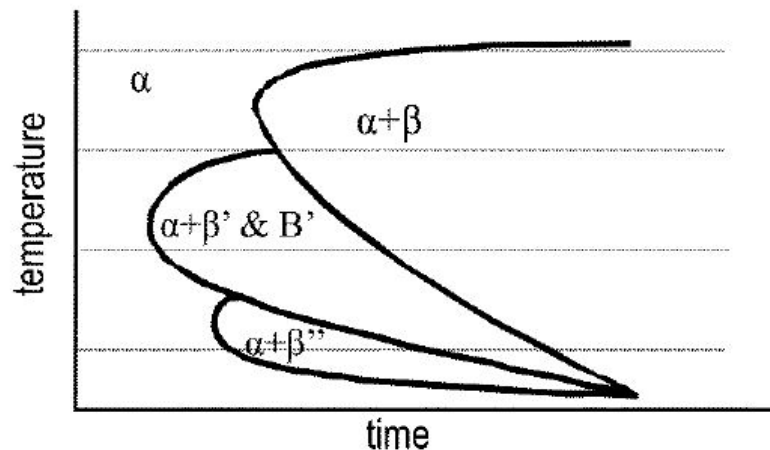
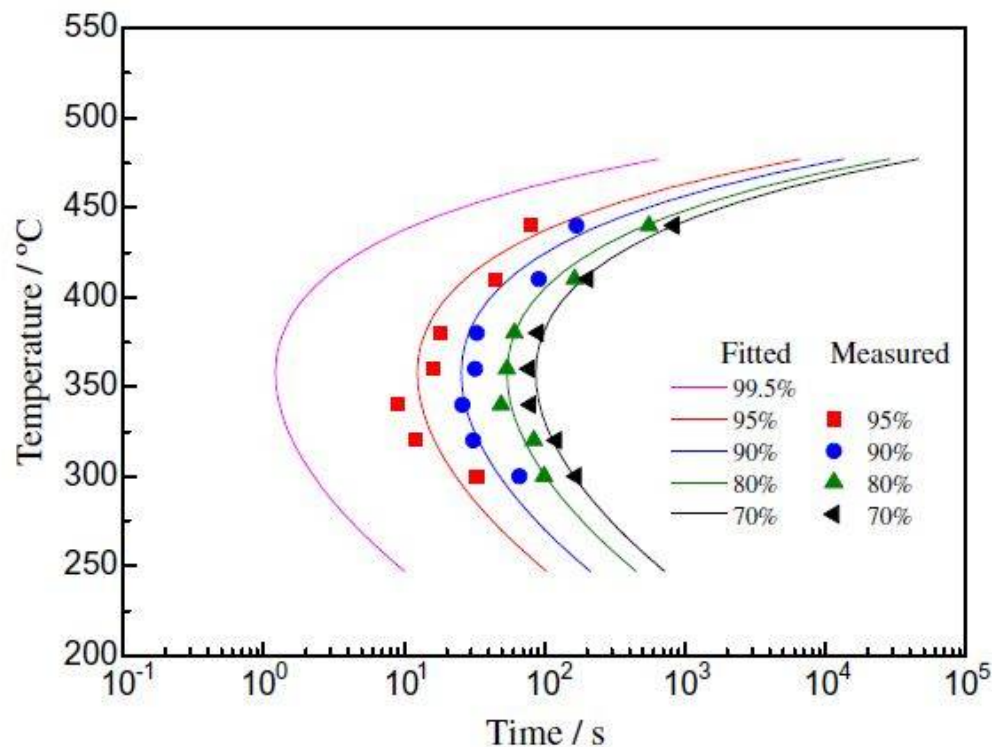


Figura 17. Esquema de las 3 precipitaciones apreciables durante un ensayo isoterma TTP [21]

En el caso de los diagramas CCP como veremos a continuación sólo se aprecian las dos precipitaciones que ocurren a más alta temperatura. Esto puede ser debido a que en el caso del enfriamiento continuo la cantidad de soluto disponible se va reduciendo a medida que desciende la temperatura y se van produciendo las dos primeras precipitaciones. Sin embargo, en el caso de la precipitación isoterma, al enfriar rápidamente hasta una temperatura en este caso baja y posteriormente mantenerla todavía hay mucho soluto disponible al no haberse producido las dos primeras precipitaciones [21].

Una vez se han llevado a cabo los ensayos isoterms, con la ayuda de software de simulación y factores de corrección del temple se construyen los diagramas TTP en los que se representan sucesivas curvas-C (Gráfica 4). Habitualmente cada una de estas curvas hace referencia a un porcentaje de dureza respecto al máximo que es capaz de desarrollar la aleación.



Gráfica 4. Ejemplo típico de un diagrama TTP [9]

3.2.3.2 Diagramas CCP y CCT

Los diagramas de enfriamiento continuo describen la influencia de la velocidad de enfriamiento en el comportamiento de la precipitación de los aleantes. En este sentido, gracias a su información permiten optimizar el enfriamiento para elegir aquel que sea el mínimo necesario para conseguir las propiedades requeridas sin causar distorsiones.

Es sabido que las reacciones de precipitación durante el enfriamiento son exotérmicas, por ello pueden ser analizadas por técnicas calorimétricas como el DSC (Differential Scanning Calorimetry). Los aparatos convencionales para utilizar la técnica del DSC tienen un rango limitado de detección limitado a tasas de enfriamiento entre 0.1 °C/s y 7 °C/s insuficiente para determinadas aleaciones 6XXX, hecho por el cual existan pocos diagramas CCP. A medida que se aumenta la velocidad de enfriamiento, las precipitaciones disminuyen lo que causa que el calor liberado durante la reacción exotérmica sea cada vez menor y por lo tanto más difícil de detectar al ser confundido en ocasiones con el propio ruido del instrumento.

La aparición reciente de equipos más sensibles ha hecho posible que el rango de enfriamiento en el que las precipitaciones son detectables mediante calorimetría se amplíe y algunos investigadores como Milkereit o Kessler se hayan lanzado a investigar y construir diagramas CCP para aleaciones de aluminio 6XXX mediante el empleo de técnicas calorimétricas DSC complementadas de análisis microestructural (microscopía SEM/TEM) y de dureza [1], [19].

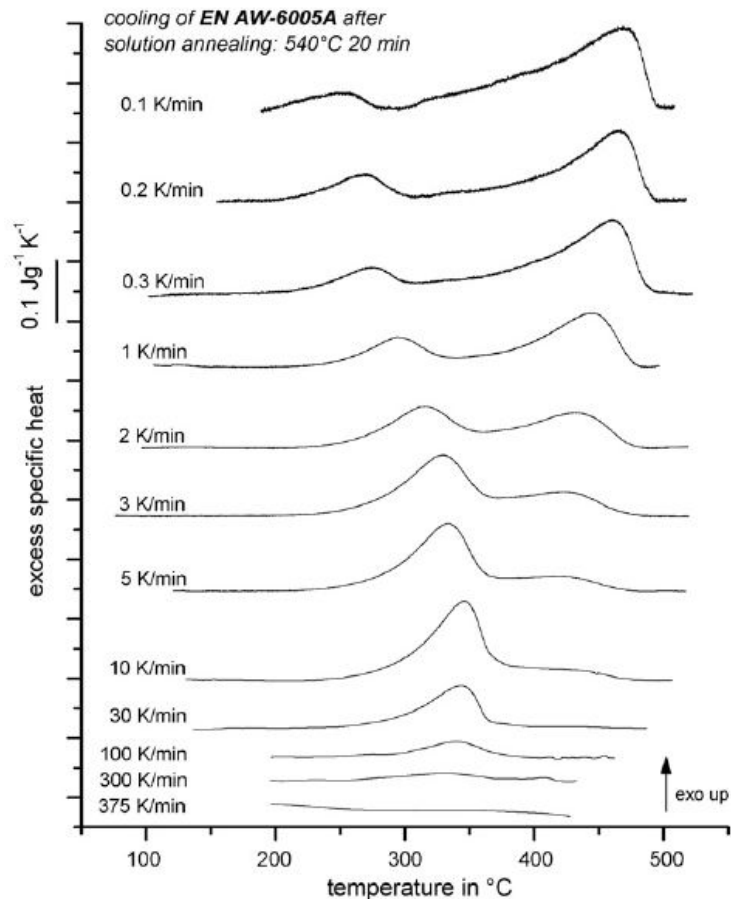
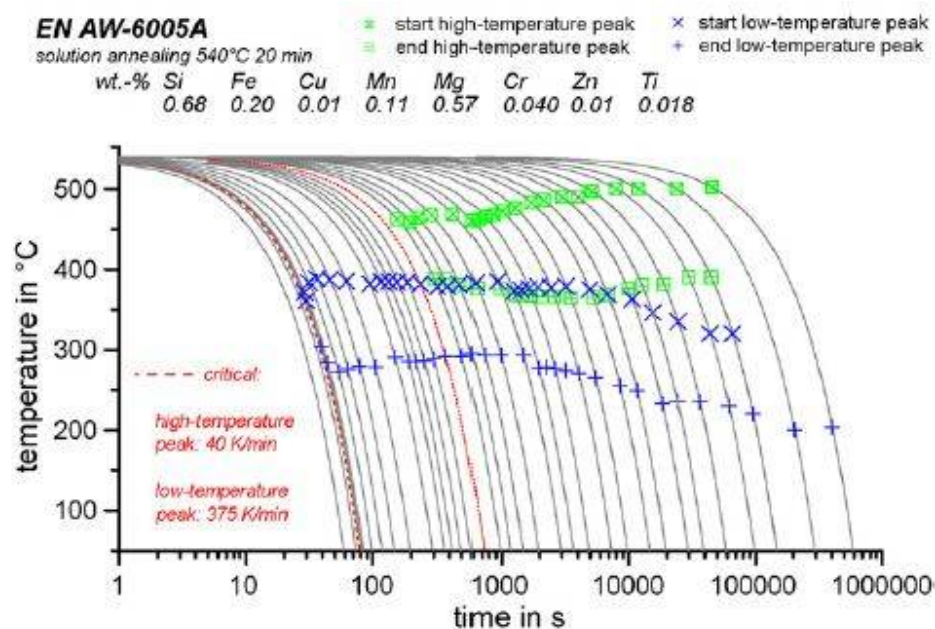


Figura 18. Exceso del calor específico medido mediante DSC en una aleación 6005 [19]

En la Figura 18, podemos ver un ejemplo de las curvas del exceso del calor específico medido mediante DSC para diferentes velocidades de enfriamiento. Cada una de estas curvas nos muestra una información muy importante para posteriormente construir las deseadas curvas CCP. De estas curvas se extraen para una determinada velocidad de enfriamiento los puntos en los que comienza la reacción exotérmica de precipitación y los puntos en los que

termina. Estos puntos pueden ser representados en un diagrama de Temperatura-Tiempo para obtener finalmente como se ve en la Gráfica 5 el diagrama CCP correspondiente.



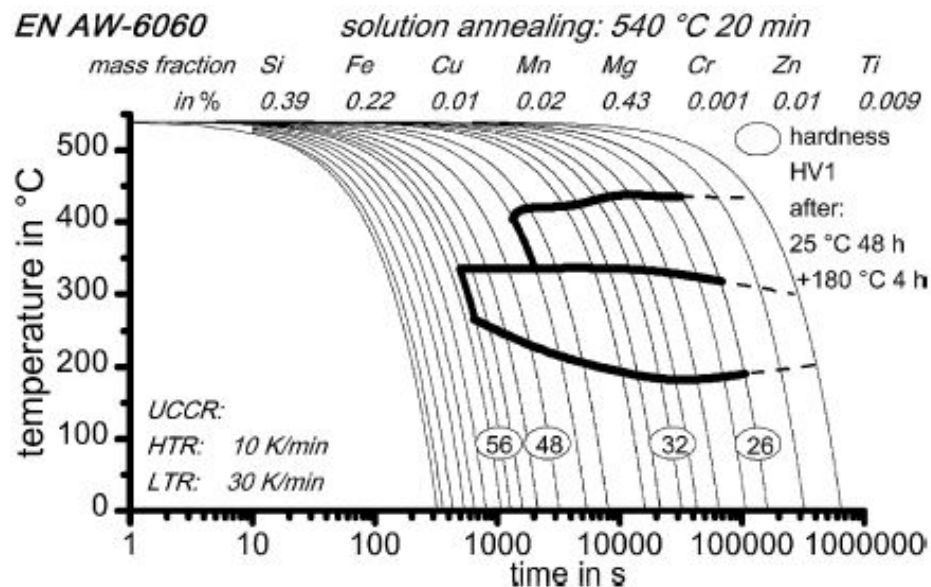
Gráfica 5. Ejemplo de un CCP construido a partir de técnicas calorimétricas [11]

A continuación, en los siguientes apartados se procede a recopilar todas aquellas curvas experimentales que resultan de interés para la práctica de la extrusión en Sapa Navarra, especialmente las curvas CCP por su escasez bibliográfica [1]. Cabe destacar, estos diagramas sólo son válidos para las mismas condiciones de puesta en solución y para las composiciones exactas de las aleaciones ensayadas ya que pequeños cambios en el porcentaje de los aleantes pueden variar notablemente los diagramas.

Por otra parte, las velocidades que aparecen como críticas en los siguientes diagramas son aquellas que representan el punto límite para que no ocurra ninguna precipitación. Sin embargo, en la práctica de un proceso industrial no será necesario alcanzar siempre estos valores mínimos de enfriamiento ya que aunque se produzcan pequeñas precipitaciones todavía será posible alcanzar las propiedades mecánicas exigidas por la norma UNE EN 755-2.

3.2.3.3 Aleación 6060

Esta aleación se trata de la más baja en contenido de aleantes de las 4 aleaciones que se van a presentar a continuación, es por ello que cabe esperar unas velocidades de enfriamiento críticas muy bajas.



Gráfica 6. Diagrama CCP de una aleación 6060 [1]

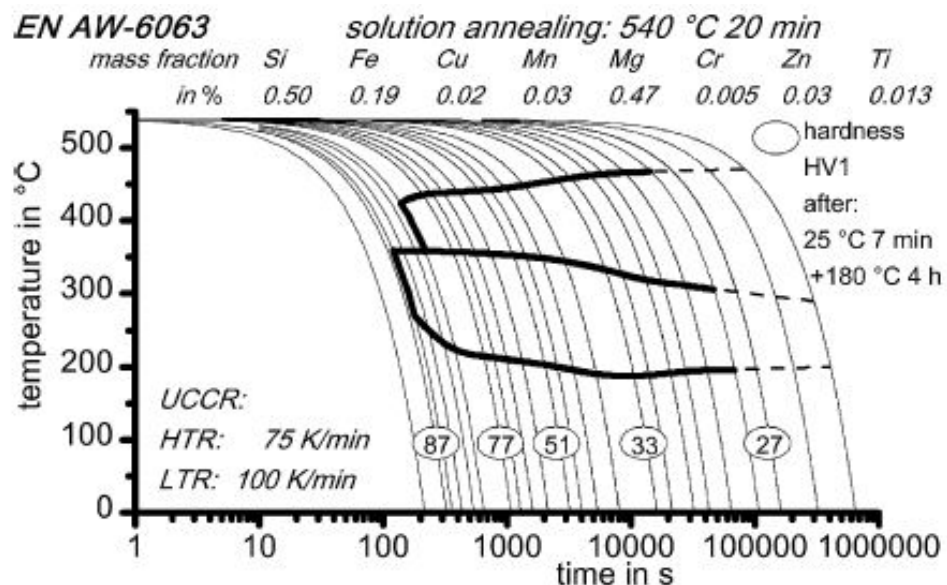
En este diagrama CCP presentado en la Gráfica 6 y en el del resto de aleaciones se puede apreciar un hecho común, todas las aleaciones tienen un comportamiento similar de precipitación y se pueden apreciar 2 precipitaciones bien diferenciadas. La primera que ocurre a más alta temperatura y consiste en el precipitado de partículas de Mg_2Si y la segunda que ocurre a temperaturas entre 200°C y 350°C aproximadamente y que consiste en el precipitado de la fase β'/B' .

En base a esto, se definen 2 velocidades críticas de enfriamiento, una responde a la velocidad crítica a superar para evitar la precipitación de alta temperatura y otra responde a la velocidad mínima de precipitación de baja temperatura.

Por lo tanto, de la presente gráfica se puede extraer que las velocidades críticas de enfriamiento para esta aleación 6060 son 0.16°C/s y 0.5°C/s respectivamente.

3.2.3.4 Aleación 6063

La siguiente aleación en orden de composición de la que disponemos datos de interés es la 6063. Es destacable el hecho que se comentaba anteriormente sobre la influencia que tienen pequeños porcentajes de aleantes en el enfriamiento crítico necesario para evitar las precipitaciones. En este caso se diferencia sobre la aleación 6060 en un 0.1% de Si y un 0.04% de Mg.

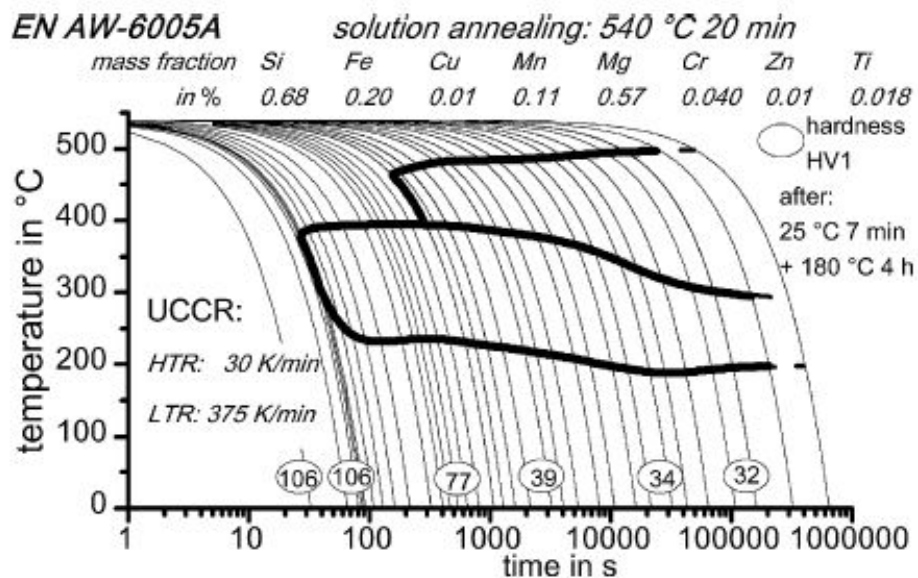


Gráfica 7. Diagrama CCP de una aleación 6063 [1]

En este caso, de la Gráfica 7 se puede extraer que las velocidades críticas de enfriamiento para esta aleación 6063 han aumentado respecto de la 6060 y son de 1.25°C/s para la precipitación de alta temperatura y 1.67°C/s para la precipitación de baja temperatura respectivamente.

3.2.3.5 Aleación 6005A

La presente aleación 6005A aumenta respecto a la anterior 6063 su porcentaje de Si en 0.18% y el de Mg en 0.1%. Estos pequeños porcentajes que le otorgan unas características mecánicas notablemente superiores van acompañados de unas mayores tasas de enfriamiento requeridos como se puede apreciar en el siguiente diagrama.



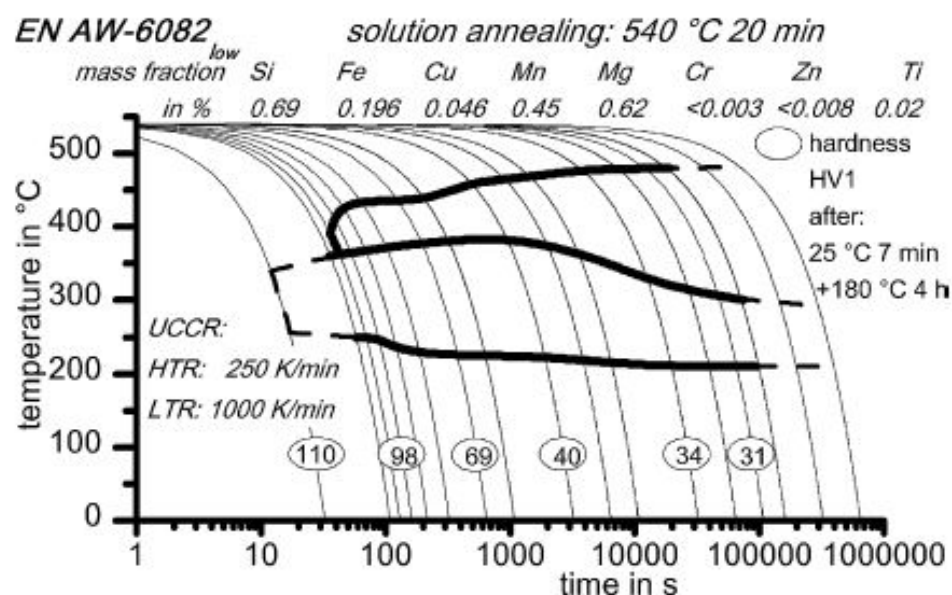
Gráfica 8. Diagrama CCP de una aleación 6005A [1]

En este caso, de la Gráfica 8 se puede determinar que las velocidades críticas de enfriamiento para esta aleación 6005A son de 0.5°C/s para la precipitación de alta temperatura y 6.25°C/s para la precipitación de baja temperatura respectivamente. El rango de temperaturas para la primera precipitación abarca aproximadamente desde los 400°C y 500°C y el de la segunda precipitación desde los 200°C hasta los 400°C.

3.2.3.6 Aleación 6082

Por último, se procede a analizar la aleación 6082, la última de la que se han encontrado diagramas CCP. Precisamente es la aleación de mayor interés en la extrusión de 6XXX por ser la que mayores propiedades mecánicas desarrolla y por contar con la tasa de enfriamiento crítica más elevada. Esto hace que sea la más difícil de enfriar ya que la “ventana” de enfriamiento se reduce, esto es el rango de velocidades de enfriamiento válidas para conseguir las propiedades mecánicas sin causar distorsiones en el perfil.

La aleación 6082 se trata de todas las estudiadas, la que presenta un rango más amplio de composiciones de Si y Mg tal y como se describía la composición de aleaciones en el apartado 3.2.1. Quizás por ello, Milkereit optó en su artículo por estudiar 2 composiciones diferentes de 6082, estando una en el rango bajo de aleantes y otra más cargada [1].

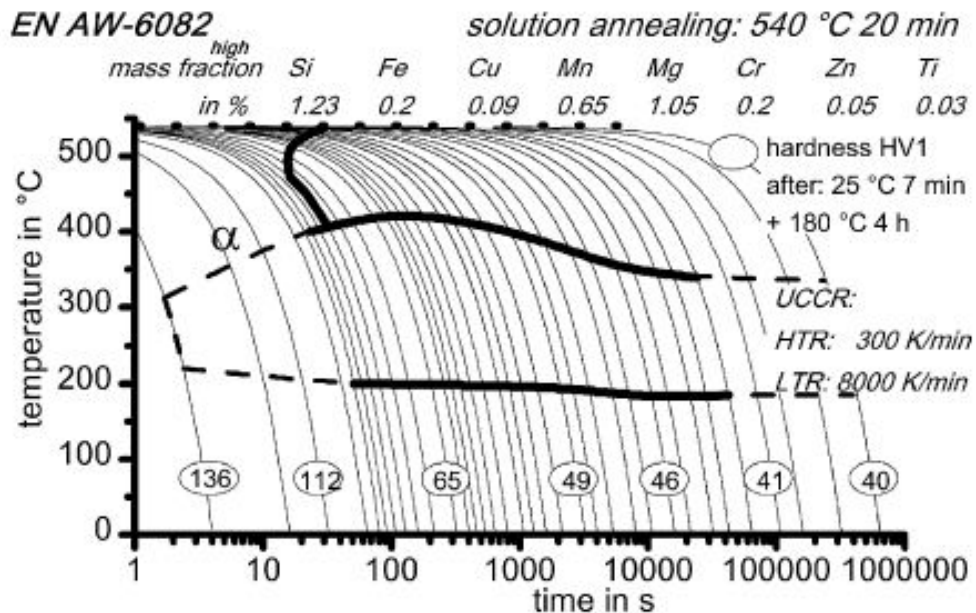


Gráfica 9. Diagrama CCP de una aleación 6082 baja [1]

En el caso de la 6082 baja (0.69% Si y 0.62% Mg) se pueden extraer de la Gráfica 9 que las velocidades críticas de enfriamiento para esta aleación 6082 son de 4.17°C/s para la precipitación de alta temperatura y 16.67°C/s para la de baja temperatura.

Como dato a tener en cuenta, en ambas gráficas tanto para la aleación cargada como para la otra, en el diagrama aparece una parte de la curva de la precipitación a baja temperatura representada con línea punteada discontinua. Esto se debe a que se ha hecho una

extrapolación de los datos obtenidos por DSC ya que los equipos utilizados no detectaban tasas de enfriamiento tan elevadas. A pesar de que se tratan de una extrapolación, pueden considerarse bastante aproximados a la realidad ya que han sido acompañados de ensayos con microscopios SEM y TEM así como de ensayos mecánicos.



Gráfica 10. Diagrama CCP de una aleación 6082 cargada [1]

Finalmente del diagrama CCP de la aleación 6082 cargada (1.23% Si y 1.05% Mg) se pueden extraer de la Gráfica 10 que las velocidades críticas de enfriamiento son de 5°C/s para la precipitación de alta temperatura y 133.3°C/s para la de baja temperatura.

Estos valores de velocidad de enfriamiento resultan demasiado elevados en la práctica extrusora. De hecho a la vista de estos diagramas en los que algunas curvas de enfriamiento van acompañadas de la dureza conseguida y teniendo en cuenta que la escala Vickers es aproximadamente la misma a la Brinell en valores comprendidos entre 60-120, nos podemos suponer que con superar 4.2°C/s en la 6082 es suficiente para alcanzar los valores requeridos por la norma (95HB frente a 98HV que ha alcanzado la muestra con una velocidad de 4.17°C/s).

4. Metodología empleada

4.1 Proceso de extrusión

El presente trabajo está enfocado al estudio de las aleaciones 6XXX extruidas, por ello resulta necesario hacer un pequeño inciso y describir de manera breve en qué consiste el proceso de extrusión para conocer las limitaciones y alcance de este trabajo.

La extrusión se trata de un proceso de fabricación llevado a cabo en unas máquinas denominadas prensas de extrusión en las que un tocho de aluminio caliente es colocado en un recipiente denominado contenedor o container. El aluminio es obligado por la acción de un pistón y por deformación plástica en caliente a fluir a través de una matriz que contiene la geometría del perfil final deseado. El esquema básico de los elementos más importantes que conforman una prensa de extrusión se puede ver en la Figura 19.

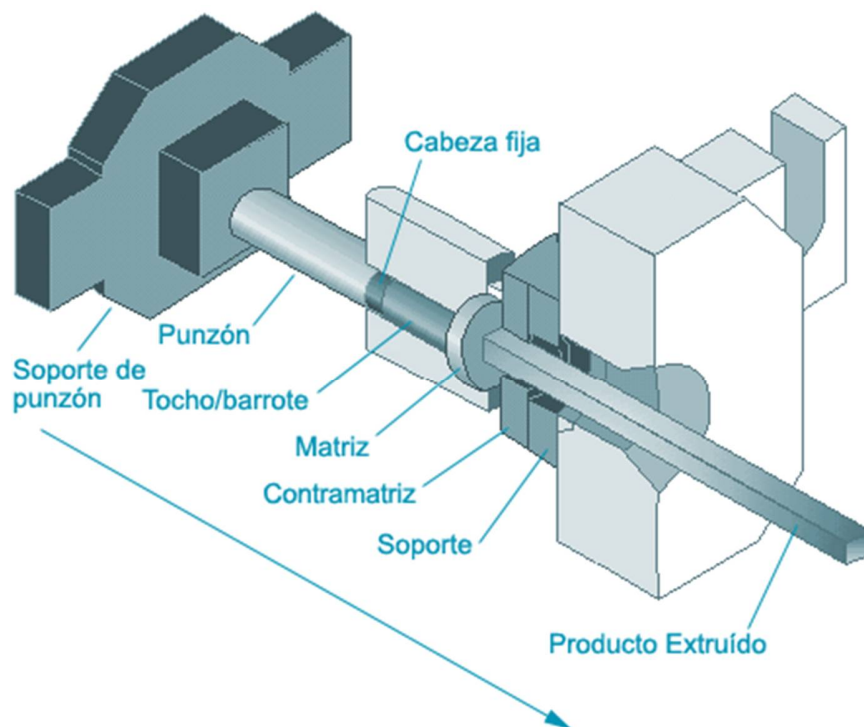


Figura 19. Elementos de una prensa de extrusión

A la salida de la boca de la prensa una máquina móvil denominada puller es la encargada de enganchar al perfil y guiarlo por un camino de rodillos a medida que el pistón va extruyendo el aluminio introducido en el container. Este camino puede ser todo lo largo que

desea, en el caso de la prensa de Irurtzun en la que se han hecho las pruebas son 45 metros. A lo largo de todo este camino de rodillos se suelen disponer de túneles de viento o ventiladores para efectuar el enfriamiento. Además frecuentemente en los primeros metros de este camino o mesa se encuentra un sistema de enfriamiento por agua.

La extrusión es un proceso semicontinuo, una vez el pistón ha terminado de extruir todo el aluminio (los últimos mm de tocho denominados culote no se suelen extruir porque contiene porquería) se produce lo que se conoce como tiempo muerto de ciclo. Durante este tiempo que suele durar de 15 a 20 segundos, el perfil de 45m es cortado por el empalme o unión de tochos y es evacuado a la mesa de estirado a la vez que la prensa se abre para recortar el culote restante y cargar un nuevo tocho de aluminio.

El siguiente proceso consiste en el estirado del perfil de 45 metros una vez se ha enfriado completamente en la mesa de estirado. Con este estirado, que puede oscilar entre un 0.4% y un 1% en longitud se consigue dejar el perfil lo más recto posible y eliminar posibles tensiones residuales que se hayan quedado.

Finalmente los perfiles estirados son trasladados a la sierra de corte en frío en la que se cortan a las medidas finales del cliente que suelen ser habitualmente entre 3m y 15m. Una vez cortados a medida, los perfiles son apilados en plataformas e introducidos a los hornos de envejecimiento en caso necesario de requerir un tratamiento térmico de envejecimiento.

4.2 Ciclo térmico del aluminio durante la extrusión

4.2.1 Puesta en solución del tocho

Las barras de tocho antes de llegar a la prensa son sometidas a un proceso de homogeneizado inmediatamente después de ser coladas. Este proceso es un tratamiento térmico a alta temperatura (por ejemplo 4 horas a 580°C) en el que se busca varias cosas como por ejemplo: eliminar las micro segregaciones que tienen lugar durante la colada, modificar el tamaño o forma de las partículas intermetálicas para mejorar la extrusionabilidad, precipitación de los dispersoides en aleaciones que contienen Mn o Cr para mejorar las propiedades finales o proporcionar una microestructura ideal para extruir con menores presiones.

Las barras de tocho homogeneizadas llegan a la prensa en longitudes de hasta 7.4 metros y son cortadas en tochos a la medida requerida para extruir x metros de perfil dependiendo del peso (g/m) de cada perfil. Los tochos cortados a la medida son calentados en hornos de gas o de inducción hasta una temperatura inferior a la de Solvus, generalmente entorno los 420 470°C ya que durante el propio proceso de extrusión el rozamiento del aluminio con la matriz eleva la temperatura por encima de la de Solvus (Figura 20). Si el precalentamiento del tocho fuese muy elevado, durante la extrusión se alcanzarían temperaturas muy elevadas y comenzarían a aparecer defectos en la extrusión debido a que algunas zonas comienzan a fundirse.

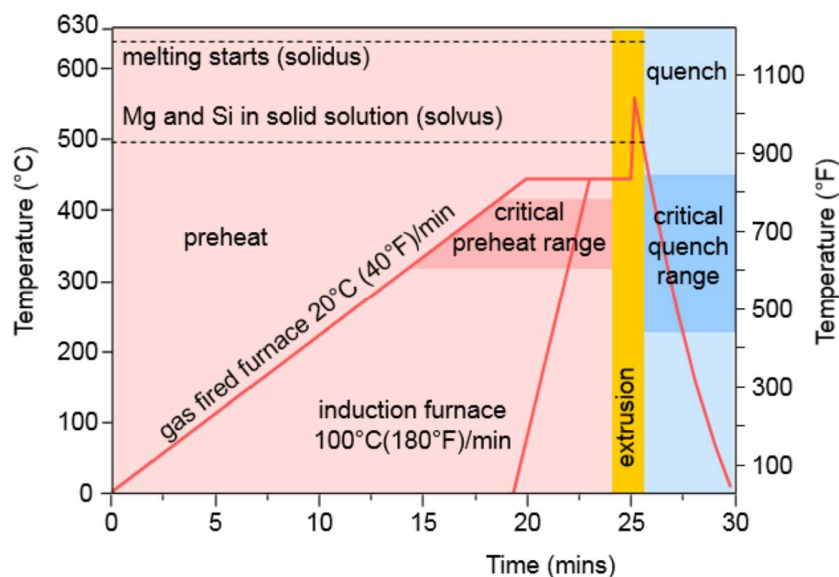


Figura 20. Ciclo térmico del aluminio en la extrusión

4.2.2 Enfriamiento del perfil

El perfil es enfriado inmediatamente después de que éste sale por la boca de la prensa. La mayor ventaja de enfriar el perfil en continuo en la misma prensa durante el proceso de la extrusión es el hecho de poder tener un control sobre la temperatura y actuar sobre la regulación del enfriamiento para poder minimizar la aparición de tensiones internas que distorsionen el perfil [22].

La prensa NA 8/2 cuenta con un sistema de enfriamiento muy potente denominado BICS (Balanced Intensive Cooling System) que consiste en una campana de 5 metros de longitud

que desciende al comienzo de la mesa de salida y envuelve al perfil. Esta campana cuenta con toberas de aire en todo su perímetro así como boquillas de agua pulverizada. El operario puede seleccionar bien el empleo de agua o aire en función de las necesidades de enfriamiento. La capacidad máxima de este BICS es de 100 m³/h de agua y 3 ventiladores de 22kW cada uno en el caso del empleo único del aire. En la Figura 21 se puede apreciar el interior del BICS en posición elevada con las toberas de aire, las boquillas de agua se sitúan entre las toberas y en la foto quedan tapadas por ellas. Al fondo se aprecia la boca de la prensa y el comienzo de la mesa de salida de rodillos.



Figura 21. Vista interior de la campana superior del BICS

Por otra parte, en la Figura 22 se muestra una sección del sistema de enfriamiento con la campana superior en posición descendida para el enfriamiento del perfil.

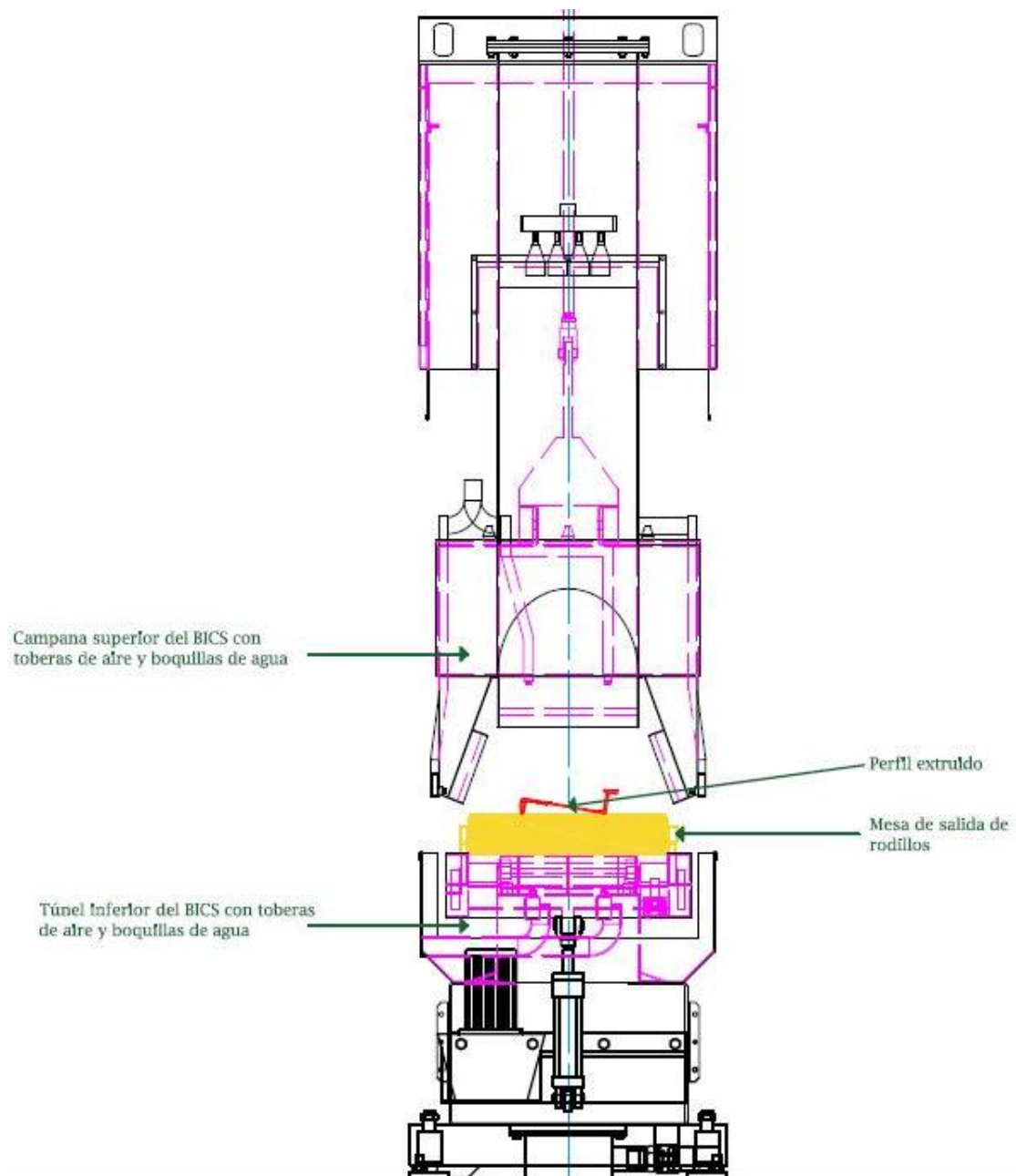


Figura 22. Vista esquemática de los elementos del BICS

Después de esta campana, el resto de mesa de salida cuenta en la parte inferior a los rodillos con túneles de enfriamiento en los 45 metros, más otros 3 túneles de adicionales de 45 metros cada uno bajo la mesa de estirado. Los ventiladores que alimentan de aire a estos túneles suman en total una potencia conjunta 187 kW.

4.2.3 Control del operario

El hecho de contar la prensa con un potente sistema de enfriamiento es una condición sine qua non para posibilitar un correcto enfriamiento y evitar precipitados indeseados. Sin embargo, la experiencia y habilidad del operario para saber regular el sistema de enfriamiento juegan un papel tan importante o más para alcanzar el correcto temple del perfil extruido.

En la práctica de la extrusión el sistema de enfriamiento rara vez es llevado al 100% de su capacidad. El sistema BICS descrito en el apartado 4.2.2 cuenta con la posibilidad de regulación desde un panel táctil ubicado en el pupitre del operador o maquinista de la prensa. Desde este panel táctil puede seleccionar el empleo de agua o bien el uso único de aire. Además independiente de la opción escogida, la regulación permite activar o desactivar 4 zonas independientes (superior, inferior, izquierda y derecha del perfil) a la vez que regular el caudal de agua o aire de cada zona entre el 0% y el 100%. En la Figura 23 se puede ver esta pantalla de regulación.

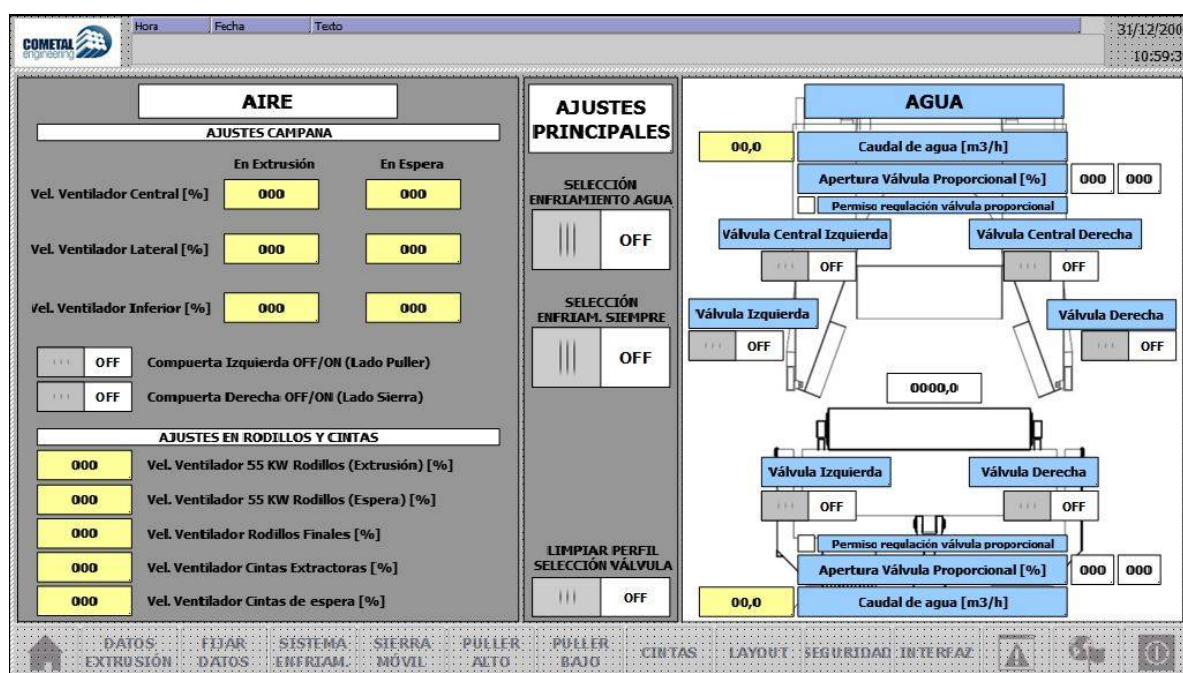


Figura 23. Pantalla regulación enfriamiento prensa

Durante la extrusión se hace fundamental el control de las temperaturas, en primer lugar para garantizar que se supera la temperatura de Solvus y se pone el Si y Mg en solución y en segundo lugar para asegurar el correcto temple.

El primer punto de control de temperaturas está precisamente justo a la salida de la boca de la prensa. Esta información es proporcionada en tiempo real en la pantalla del pupitre del operador de la prensa gracias a un pirómetro de la marca Williamson. Hay que tener en cuenta que el aluminio desde que comienza a salir por la matriz hasta el punto de medición del pirómetro que se encuentra aproximadamente a 1 metro de la matriz desciende su temperatura por radiación y convección entre 20°C y 40°C dependiendo de la velocidad de extrusión. Por lo que temperatura máxima que alcanza el aluminio es siempre de 20°C a 40°C superior a la lectura proporcionada por el pirómetro.



Figura 24. Pirómetro Williamson con sensor de longitudes de onda múltiples

La medición de temperaturas de cuerpos no grises es muy compleja ya que la emisividad de la superficie de estos materiales varía constantemente dependiendo de la temperatura, rugosidad superficial, composición de la aleación u oxidaciones superficiales. El aluminio extruido es uno de estos materiales difíciles de medir mediante pirómetros tradicionales de longitud de onda simple o doble. Por ello se utiliza el pirómetro de la Figura 24 que utiliza algoritmos complejos basados en modelos empíricos asistidos por ordenador para que gracias a su sensor infrarrojo de longitudes de onda múltiples pueda calcular la temperatura en este caso de la superficie del perfil de aluminio extruido. En nuestro caso el Williamson Pro 120 utilizado tiene un rango de medición de 200°C a 600°C con una precisión de $\pm 2^\circ\text{C}$.

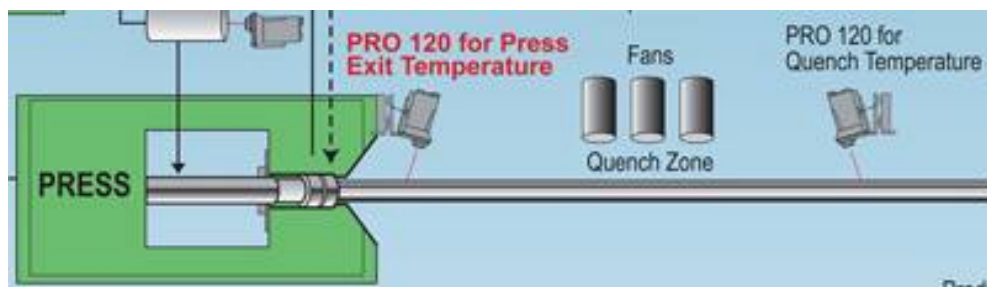


Figura 25. Esquema de la ubicación habitual de los pirómetros en una prensa de extrusión

Otro pirómetro adicional es colocado tras el sistema de enfriamiento como se muestra en la Figura 25, en nuestro caso tras la campana del BICS. Sin embargo, a diferencia del primero la información que proporciona este segundo no es muy fiable y se toma como referencia orientativa. Esto se debe a que el pirómetro de la boca de la prensa siempre está apuntando al centro y justo a la salida el perfil extruido coincide también con el centro. Sin embargo, a 6 metros de la boca de la prensa donde se suele ubicar el segundo pirómetro es muy fácil que durante la extrusión el perfil se salga del eje de la mesa y por lo tanto el pirómetro apunte a otra zona de la mesa y no al perfil aluminio. Además, aun suponiendo que esté apuntando correctamente al perfil de aluminio extruido hay que tener en cuenta que el límite inferior de detección son 200°C y en algunos casos puede llegar el aluminio más frío y por lo tanto la medida dar fuera del rango de escala del aparato.

En el caso de extrusión de aleaciones de baja composición como la 6060, 6063 o incluso 6106 no se suele requerir ningún control adicional a no ser que los espesores de los perfiles extruidos sean muy elevados. Estos perfiles suelen extruirse sólo con aire y además con una potencia baja de los ventiladores ya se consiguen las velocidades de enfriamiento requeridas para estas aleaciones.

Sin embargo, durante la extrusión de aleaciones 6005A, 6061, 6082 u otras con espesores elevados el control de la temperatura posterior a la salida del BICS se hace fundamental. Por un lado para asegurar que se está alcanzando la velocidad mínima de enfriamiento y por otra para intentar corregir las distorsiones que se originan en perfiles con geometrías irregulares. Para este control in situ de la temperatura superficial del perfil extruido son utilizados unos medidores manuales conectados a unas sondas de termopar como se ve en la Figura 26.



Figura 26. Medidor manual con sonda termopar

La experiencia y habilidad del operario para tomar mediciones y efectuar correcciones en la regulación del sistema de enfriamiento son vitales para conseguir que el perfil extruido salga lo más derecho posible y evitar que éste se caiga de la mesa. Cuánto más agresivo es el enfriamiento, esto es generalmente cuando se emplean altas cantidades de agua (con aire no suele ocurrir) más diferencias de temperaturas aparecen entre las caras de un perfil asimétrico o de espesores distintos. Estas diferencias de temperaturas entre las caras de un perfil hacen que el perfil tienda a curvarse, adquiriendo la superficie más fría una geometría convexa. Por ello en estos casos, hay que aumentar la cantidad de refrigerante en el lado cóncavo que está más caliente.

Desde el punto de vista del proceso de extrusión, el control de la temperatura y cómo actuar está bastante claro. Sin embargo, desde el punto de vista metalúrgico existe un cierto desconocimiento por parte de los operarios sobre el control de temperatura necesario con cada aleación. Desconocen en gran medida cómo afecta la velocidad de enfriamiento en las propiedades mecánicas finales de los perfiles. En la mayoría de las ocasiones para dar por válido un enfriamiento, los operadores se basan únicamente en la experiencia previa que tienen de que la mayoría de perfiles por ejemplo de 6082 consiguen buenas propiedades mecánicas si del BICS salen a temperaturas inferiores a 300°C.

Sin embargo, este planteamiento es erróneo ya que lo que no tienen en cuenta es que la velocidad de extrusión de los miles de perfiles distintos varía y por lo tanto el tiempo que tarda

en llegar el aluminio a final del BICS es diferente y por consiguiente la velocidad de enfriamiento que es lo realmente importante cambia y puede resultar insuficiente en muchos casos. Además controlando sólo la temperatura a la salida del BICS no se tiene conocimiento de lo que ocurre después y de si los túneles de enfriamiento inferiores colocados a lo largo de toda la mesa van a ser capaces de continuar con esa velocidad de enfriamiento hasta descender de los 250-200°C, temperaturas a las que como se ha visto en el apartado 3.2.3 aún pueden ocurrir precipitaciones en determinadas aleaciones.

Como ya se adelantaba en el capítulo 2, uno de los propósitos de este trabajo es la formación de los operarios y establecer un método de control válido precisamente para evitar que ocurran las situaciones descritas en el párrafo anterior. Para ello se ha desarrollado una hoja Excel (Figura 27) en la que el operario deberá introducir los siguientes datos: aleación, velocidad de extrusión, temperatura a la boca de la prensa, temperatura a la salida del BICS y temperatura a los 12m de la boca (máxima distancia de la máquina accesible por los operarios). De este modo, el operario podrá conocer las velocidades de enfriamiento (°C/s) en dos tramos contiguos muy importantes y así asegurar mejor el temple correcto de los perfiles.

B	C	D	E	F
HOJA DE CONTROL DE ENFRIAMIENTOS				
Código aleación	Velocidad de Puller	Temperatura de Extrusión	Temperatura Salida Ducha	Temperatura a 12 metros (valla)
68	19,00 m/min	530 °C	350 °C	290 °C
Velocidad de enfriamiento conseguida en el tramo hasta:			Salida Ducha	Comienzo valla
			9,5 °C/s	3,2 °C/s

Figura 27. Captura de la Hoja Excel para control del operario

4.3 Análisis experimental

Una vez habiendo profundizado en la metalurgia de las aleaciones 6XXX y recopilado la información necesaria, se ha procedido a llevar a cabo una prueba de extrusión de un perfil concreto en aleación 6082 para comprobar cuál es realmente la tasa de enfriamiento crítica para alcanzar las propiedades mecánicas mínimas exigidas por la norma. Además se buscará comprobar cuál es la influencia real de un mayor enfriamiento en las propiedades finales del perfil o si por el contrario una vez superada la velocidad mínima no hay influencia relevante y por lo tanto las propiedades mecánicas se mantienen constantes. La elección de la aleación 6082 se debe a que es una de las más extruidas y como se ha podido comprobar en la bibliografía exige un mayor enfriamiento. Además el abanico de composiciones de la 6082 es muy amplio y los requisitos de enfriamiento varían notablemente por lo que es interesante conocer los requisitos para nuestra composición específica que se fabrica en Sapa Navarra.

4.3.1 Descripción del ensayo

El perfil elegido para la extrusión que se puede ver en la Figura 28 se trata de un perfil sólido de 6082 utilizado en la construcción. Tiene un peso de 1426 g/m y un espesor de 2 mm en su zona central (zona de la cual se extraerán 3 probetas para las pruebas de caracterización pertinentes). El hecho de escoger este perfil para las pruebas responde a varias cuestiones. La primera de ellas es que se trata de un perfil de consumo habitual en la prensa NA8/2.

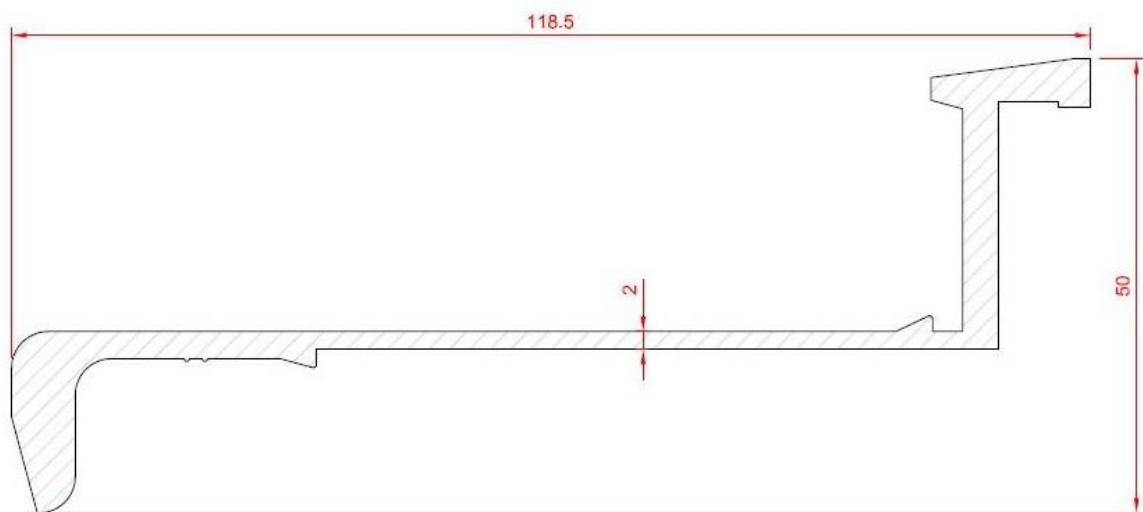


Figura 28. Perfil extruido durante la prueba

La segunda razón para la elección de este perfil es que cuenta con una amplia zona plana donde poder apoyar con firmeza el termopar descrito en el apartado 4.3.2.1, y que como se verá ha sido el elemento clave para el desarrollo del estudio experimental. Por último, el bajo espesor en su zona central (2mm) hace que el calor se evacue rápidamente en esta zona y a pesar de tratarse de un perfil de 6082 pueda extruirse sólo con aire con medio refrigerante. Este hecho es realmente interesante también ya que al tratarse de una prueba, cada uno de los tochos se extruirá con unas condiciones de enfriamiento distintas. Debido a la gran sensibilidad de los perfiles frente al empleo del agua, el variar las condiciones de enfriamiento de agua no sería posible modificar las condiciones de un tocho al siguiente y se necesitarían varios tochos para conseguir poner el enfriamiento estable y que el perfil saliese recto. Sin embargo, con el empleo único de aire se puede cambiar rápidamente las condiciones de enfriamiento de uno a otro tocho sin que éste se vea afectado por grandes distorsiones.

El ensayo ha consistido en la extrusión de varios tochos bajo diferentes condiciones de enfriamiento. Para ello se han mantenido los parámetros de extrusión constantes y sólo se ha variado el porcentaje de aire empleado. Todos los tochos se han calentado en el horno de inducción hasta 450°C y se han extruido a una velocidad de pistón de 5.5 mm/s. Esta velocidad de extrusión equivale en esta prensa para este perfil a una velocidad de puller de 19 m/min, que es en definitiva la velocidad que llevará el perfil a lo largo del sistema de enfriamiento.

El primer tocho fue extruido con el 100% del aire para comprobar la dureza máxima que era capaz de alcanzar el perfil con la totalidad de aire disponible. A continuación los sucesivos tochos se extruyeron con menos cantidad de aire: 90%, 80% y 70%. No se continuó disminuyendo el aire porque erróneamente pensábamos que ya el enfriamiento era insuficiente y por consiguiente no se alcanzarían las propiedades mecánicas necesarias y esos tochos irían a la chatarra. Sin embargo, tras comprobar al día siguiente los ensayos mecánicos se vio como habían alcanzado las propiedades exigidas y se volvieron a extruir nuevos tochos con menor cantidad de aire: 60%, 40% y 20%.

Todas las muestras extraídas de cada uno de los tochos, fueron sometidas al mismo tratamiento de envejecimiento T6 consistente en una rampa de 1 hora hasta 182°C, para posteriormente mantenerlo a esa temperatura durante 5 horas y media. De cada una de las muestras se extrajeron tres probetas para los ensayos necesarios.

4.3.2 Descripción de los equipos utilizados

A continuación en esta apartado se procede a describir los equipos utilizados durante el análisis experimental de esta prueba. Básicamente son un termopar específico para el uso in situ en el proceso de extrusión y las máquinas de laboratorio empleadas para caracterizar la composición de la aleación y determinar las propiedades mecánicas de las muestras.

4.3.2.1 Termopar y registro de temperaturas continuo

Con el fin de registrar de manera continua cada uno de los enfriamientos distintos ensayados nos pusimos en contacto con el Sapa Technology Center ubicado en Suecia. Nuestros medios sólo nos permitían tomar mediciones de temperatura mediante un termopar manual en 2 puntos concretos tal y como lo usan los propios operarios en la producción diaria. Sin embargo, por tratarse de un ensayo, creímos conveniente tener mediciones de más puntos o de manera más continuada. El Sapa Technology Center nos proporcionó la solución empleada por ellos en diferentes plantas del grupo cuando quieren realizar mediciones más exhaustivas (Figura 29). Se trata de un termopar comercial de la marca MadgeTech (TCTemp1000) el cual es compacto, robusto, resistente a golpes e incluso sumergible en agua. En su interior tiene una unidad que registra y almacena las temperaturas medidas cada 2 segundos con una precisión de $\pm 0.5^{\circ}\text{C}$ y posteriormente permite exportar estos datos a un PC convencional mediante una conexión USB.

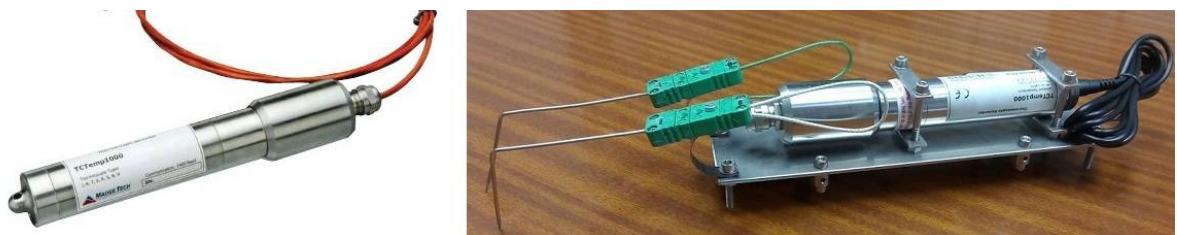


Figura 29. Termopar acoplado a una base metálica para colocar sobre el perfil extruido

El termopar se trata de un dispositivo cilíndrico que por sí solo no se podría mantener estable en un perfil durante el proceso de extrusión. Por ello, el aspecto ingenioso para posibilitar su empleo en la extrusión fue el hecho de acoplarle una pequeña base metálica plana con 4 patas puntiagudas que le permiten acoplarse perfectamente al perfil durante la extrusión e incluso aguantar vibraciones y pequeños movimientos sin caerse (Figura 30).

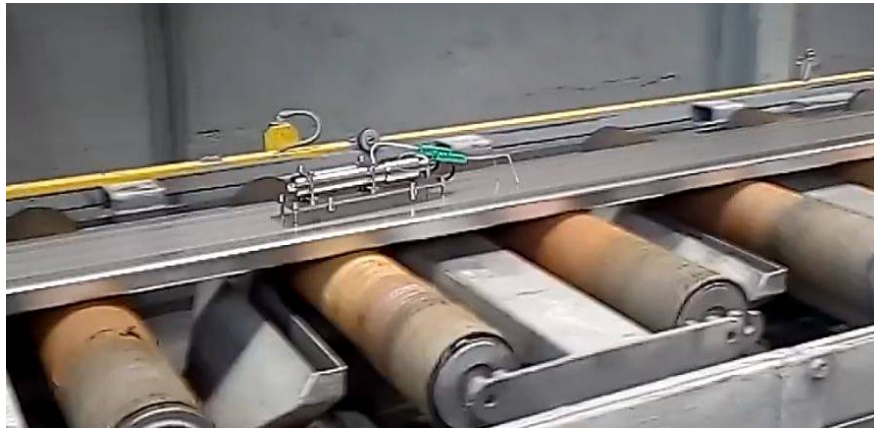


Figura 30. Vista del termopar sobre un perfil extruyéndose

Una vez realizados todos los ensayos de medición pertinentes, se conecta mediante USB el termopar al PC y se detiene la grabación de datos para poder visualizar los registros memorizados. El software propio del fabricante (Figura 31) permite la creación de diferentes gráficas con distintas opciones así como la exportación del registro de medidas a un fichero Excel convencional para trabajar con los datos a tu gusto.

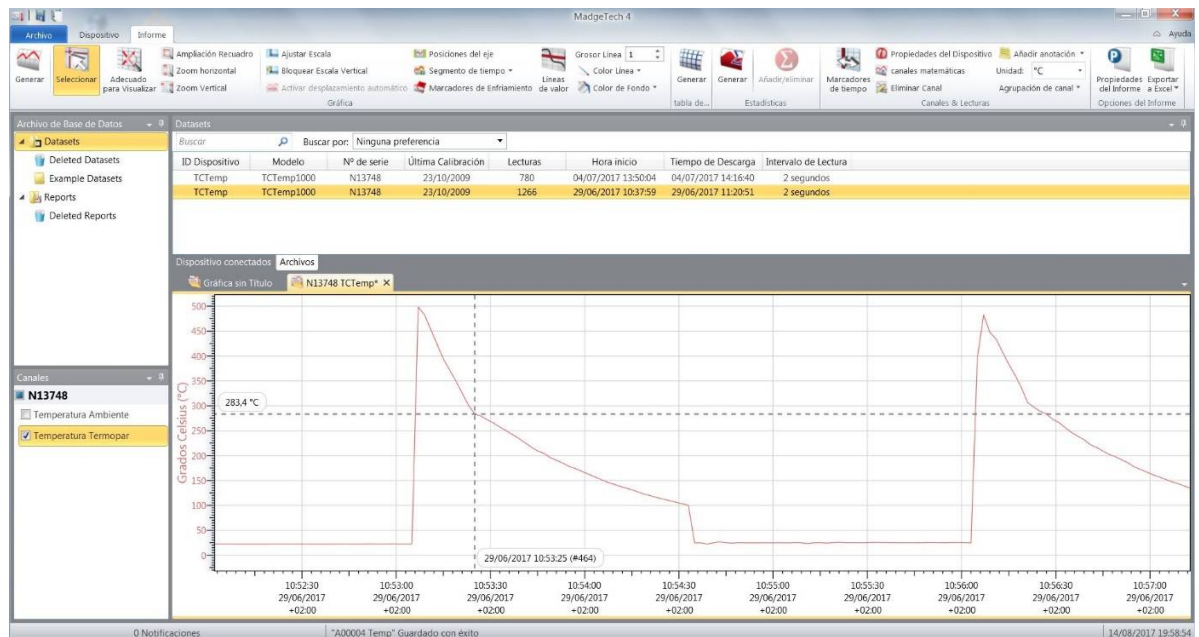


Figura 31. Captura de pantalla del software MadgeTech v4

4.3.2.2 Espectrómetro de Emisión Óptica por Descarga Luminiscente

Esta técnica de espectroscopía también conocida por sus siglas en inglés como GD-OES (Glow Discharge Optical Emission Spectrometry) es la utilizada en el laboratorio de la fundición de Sapa para caracterizar de manera rápida y sencilla la composición del aluminio colado.

A continuación se expone brevemente el fundamento físico del GD-OES. La muestra de aluminio que actúa de cátodo es colocada sobre la fuente de descarga que actúa de ánodo y en su interior se introduce Argón a baja presión (500-1000 Pa). Se aplica una corriente eléctrica que hace que los electrones salientes del cátodo choquen e ionicen el Argón. Los iones de Ar^+ son atraídos por el cátodo y arrancan átomos de la muestra, este proceso es denominado sputtering. Los átomos arrancados chocan nuevamente con electrones existentes en el plasma y pasan a estados de excitación para posteriormente desexcitarse. Y es en este preciso momento cuando vuelven a su estado habitual que los átomos emiten luz en una onda característica que los diferencia del resto de átomos. Finalmente, una rendija se encarga de separar las distintas longitudes de onda y unos detectores colocados apropiadamente en las distintas posiciones correspondientes a cada elemento son los encargados de determinar la intensidad de señal recibida.

El equipo en cuestión con el que cuenta Sapa Navarra es el espectrómetro ARL 3460 Metals Analyzer del fabricante Thermo Fisher Scientific el cual se puede ver en la Figura 32. El rango de longitud de onda en el que es capaz de analizar la luz está entre los 150nm y los 800nm. Por otra parte, los elementos que detecta el espectrómetro utilizado en Sapa Navarra son: Al (396,152nm), Fe (238,20nm), Si (251,611nm), Mg (285,21nm), Mn (257,61nm), Cu (324,754nm), Ti (334,941nm), Cr (205,552nm), Pb (220,353nm), Zn (213,856nm), Na (588,995nm), Li (670,784nm), Ni (231,604nm), V (292,402nm), Sn (189,98nm), Cd (226,502nm), Ca (317,933nm), Bi (223,061nm) y Zr (343,823nm).



Figura 32. Espectrómetro ARL 3460 Metals Analyzer

Cada vez que se realiza una colada de barras de tocho son unas 25 toneladas de aleación. Para la determinación de la composición de cada colada se toman 5 muestras al inicio, 5 a mitad de colada y otras 5 al final con las cuales se preparan unas probetas con forma de seta. Estas probetas son mecanizadas para dejar una superficie lisa donde se realizará la prueba. A cada probeta se le realizan 3 análisis separados 120° como se ve en la Figura 33. Finalmente, a partir de la media aritmética de todos los análisis realizados a cada una de las probetas se determina la composición final de la aleación.

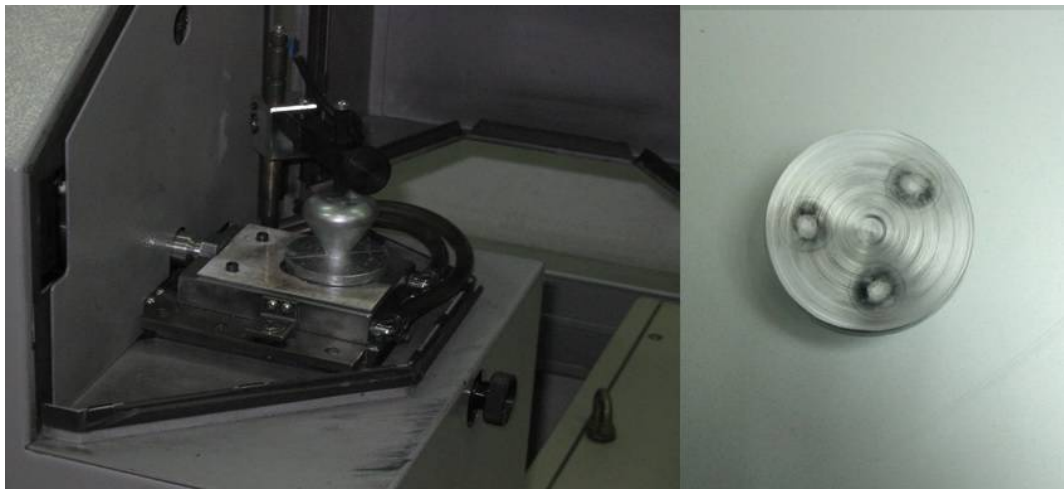


Figura 33. Ejemplo de una muestra ensayada para caracterizar la composición de cada colada

4.3.2.3 Máquina de ensayos de tracción

Cada una de las muestras cortadas en las distintas pruebas de extrusión fueron sometidas al tratamiento T6 ya mencionado y de cada una de ellas se obtuvieron tres probetas normalizadas para su caracterización mecánica.

La máquina de ensayos de tracción que posee Sapa Navarra y se ha empleado en los ensayos se muestra en la Figura 34. Pertenece al fabricante Zwick líder mundial en la fabricación de máquinas de ensayos de materiales, cuenta con una capacidad máxima de carga de 10.000 kg y un software propio para la adquisición de datos y generación de las curvas características del ensayo. Ha sido recientemente adquirida para modernizar los equipos del laboratorio.



Figura 34. Máquina de tracción Zwick Z100

4.3.2.4 Máquina de ensayos de dureza

Cada una de las probetas mecanizadas para el ensayo de tracción fue previamente ensayada en durómetro para medir su dureza superficial. Al igual que el equipo anterior, este también pertenece al fabricante Zwick (Figura 35) y permite la adquisición de los datos para posteriormente explotarlos conjuntamente junto a los obtenidos en los ensayos de tracción. Se trata de un durómetro universal capaz de medir automáticamente las huellas de los principales métodos de medición como son las escalas Rockwell, Knoop o Brinell. En el presente estudio para la caracterización de la dureza Brinell en los perfiles de 6082 se ha utilizado en la indentación una bola de diámetro 2.5 mm y una carga de 62.5 kg.



Figura 35. Máquina de universal de dureza Zwick ZHU 250

5. Discusión de los resultados

5.1 Presentación de los resultados obtenidos en los ensayos

5.1.1 Composición

A continuación se muestran los resultados de los test de composición del espectrómetro realizados a la colada con la que se han extruido las pruebas del perfil en 6082 en la Tabla 3. Además para tener una visión más global y conocer dónde se encuentra la aleación en este caso concreto, se muestran los límites inferiores y superiores que especifica la norma UNE-EN 573-3:2009

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Límite inferior	0.7	-	-	0.4	0.6	-	-	-
6082 analizada	0.944	0.2728	0.0494	0.4116	0.6487	0.0363	0.0267	0.0149
Límite superior	1.3	0.5	0.1	1.0	1.2	0.25	0.2	0.1

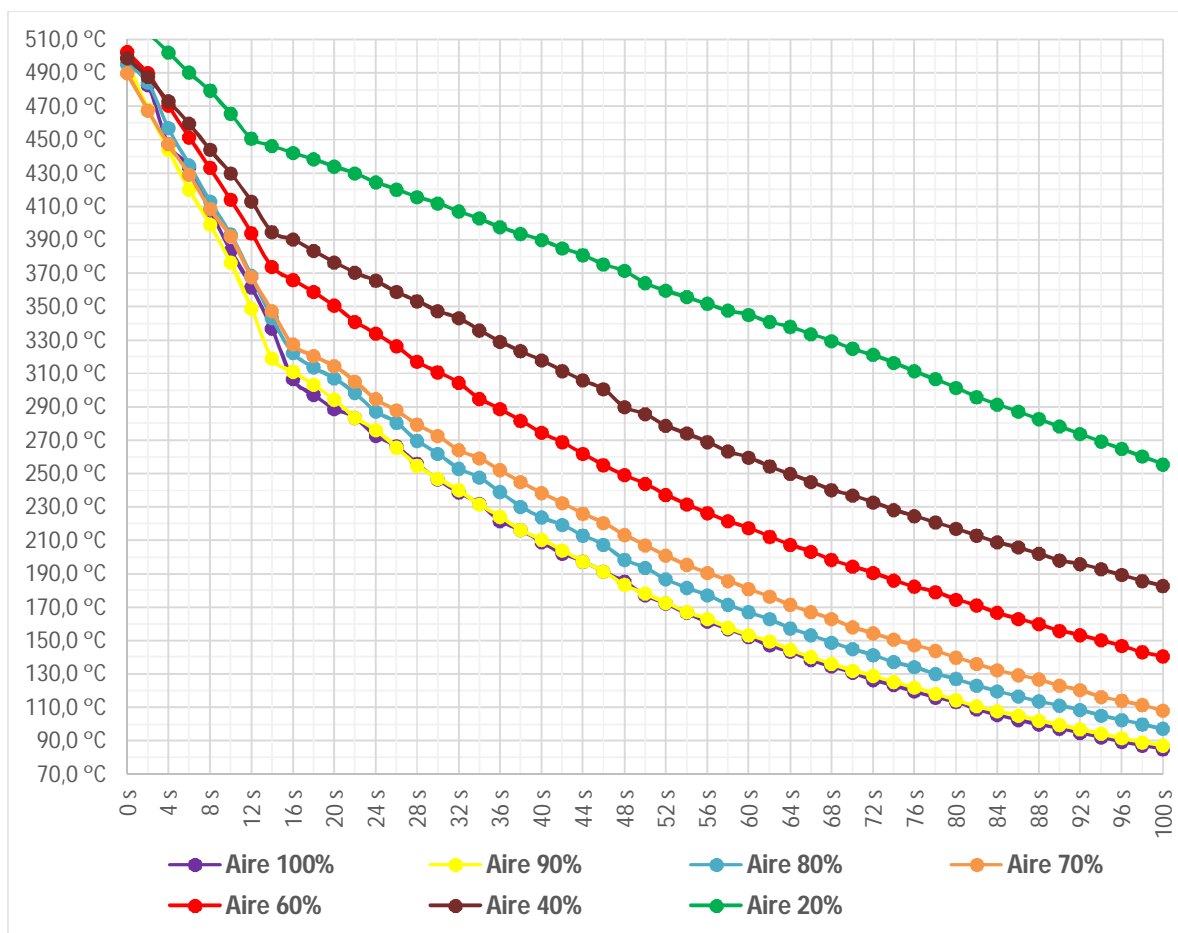
Tabla 3. Composición de la aleación 6082 extruida en la prueba

A la vista de la composición se puede afirmar que nos encontramos ante una 6082 poco cargada, ya que a excepción del Si que se encuentra por la zona media del rango, el resto de elementos se encuentran en la parte baja en particular el Mg que es el segundo aleante principal de esta aleación. Estos valores ya nos pueden hacer pensar que la velocidad crítica de enfriamiento no será de las más altas dentro de las aleaciones 6082.

5.1.2 Velocidades de enfriamiento registradas con el termopar

El termopar que grababa las temperaturas y que ha sido descrito en la apartado 4.3.2.1 fue colocado en los primeros metros de extrusión de cada uno de los tochos. En cuanto a la posición relativa respecto a la prensa, el termopar fue colocado a 1 metro de la boca de la prensa (justo antes de la entrada a la campana del BICS) y recogido a los 35-45 metros de la

boca de la prensa aproximadamente una vez la temperatura del perfil había descendido de 150°C-100°C.



Gráfica 11. Enfriamientos registrados bajo las distintas condiciones de enfriamiento

A la vista de la Gráfica 11 se puede comprobar que todas las curvas presentan dos pendientes bien diferenciadas. La primera pendiente más acentuada corresponde al tramo de enfriamiento que tiene lugar en el BICS, se trata del espacio de 5 metros en los que el perfil es refrigerado por los cuatro costados y por lo tanto pierde calor más rápidamente. Posteriormente, se aprecia como la pendiente de la curva de enfriamiento disminuye debido a que es el tramo en el que el perfil discurre sobre la mesa de rodillos y el aire le incide exclusivamente desde los túneles inferiores.

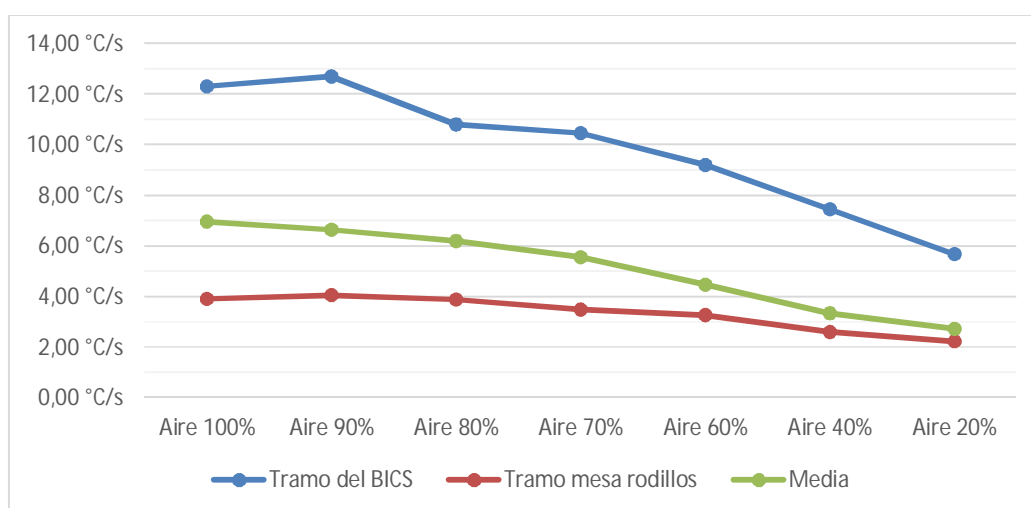
A continuación en la Tabla 4 se presentan las velocidades medias expresadas en °C/s conseguidas en el tramo del BICS, en el tramo de la mesa de rodillos y por último la velocidad

media conseguida hasta los 200°C, temperatura a la cual a la vista de los datos bibliográficos consultados ya no tienen lugar precipitaciones que afecten al desarrollo de las propiedades mecánicas durante el envejecimiento.

	Tramo del BICS	Tramo mesa rodillos	Media
Aire 100%	12,30 °C/s	3,90 °C/s	6,95 °C/s
Aire 90%	12,70 °C/s	4,06 °C/s	6,64 °C/s
Aire 80%	10,80 °C/s	3,88 °C/s	6,18 °C/s
Aire 70%	10,46 °C/s	3,48 °C/s	5,55 °C/s
Aire 60%	9,19 °C/s	3,25 °C/s	4,47 °C/s
Aire 40%	7,45 °C/s	2,59 °C/s	3,34 °C/s
Aire 20%	5,68 °C/s	2,22 °C/s	2,72 °C/s

Tabla 4. Velocidades de enfriamiento conseguidas

De estos datos se pueden sacar 2 conclusiones rápidas, la primera es que la efectividad del BICS es mucho mayor (del orden de 3 veces). Por otro lado, el aumento del caudal de aire en la mesa de rodillos causa escaso incremento en la tasa de enfriamiento. Sin embargo, el aumento del aire del BICS hasta el 70% sí que proporciona notable mejoría. Entre el 70% y el 100% la mejoría es menor, e incluso se da la situación curiosa que con un 90% se consigue mejores enfriamientos que con el 100% (Gráfica 12). Esto puede ser debido a que al incidir el aire por los 4 costados, llega un momento en el que el calor evacuado por un túnel no consigue evacuarse debido a que el túnel opuesto se lo impide.



Gráfica 12. Influencia del caudal de aire en el enfriamiento conseguido

5.1.3 Propiedades mecánicas alcanzadas en cada ensayo

Una vez tenemos un registro y estudio de las velocidades de enfriamiento, vamos a proceder a mostrar los resultados de las propiedades mecánicas de las probetas ya en estado T6. En la Tabla 5 se muestran a modo de resumen los valores medios obtenidos en las 3 mediciones tanto en los ensayos de tracción como los del durómetro.

	Velocidad enfriamiento	R _m	R _{p0.2}	Dureza
Aire 100%	6,95 °C/s	317 MPa	281 MPa	101 HB
Aire 90%	6,64 °C/s	314 MPa	277 MPa	103 HB
Aire 80%	6,18 °C/s	312 MPa	274 MPa	100 HB
Aire 70%	5,55 °C/s	310 MPa	270 MPa	98 HB
Aire 60%	4,47 °C/s	302 MPa	258 MPa	101 HB
Aire 40%	3,34 °C/s	295 MPa	248 MPa	99 HB
Aire 20%	2,72 °C/s	281 MPa	245 MPa	94 HB

Tabla 5. Valores medios obtenidos en los ensayos de propiedades mecánicas

A la vista de los resultados obtenidos en los ensayos de tracción se puede concluir que efectivamente hay una relación clara entre la velocidad de enfriamiento y los valores de resistencia mecánica y límite elástico conseguidos en cada caso. De hecho para el caso de resistencia mecánica y límite elástico todos los valores decrecen de manera progresiva sin ningún salto. Sin embargo, para el caso de la dureza no está tan clara la relación si bien como se verá en la Gráfica 14 con las barras de error correspondientes a las tres mediciones, la tendencia es bastante lineal.

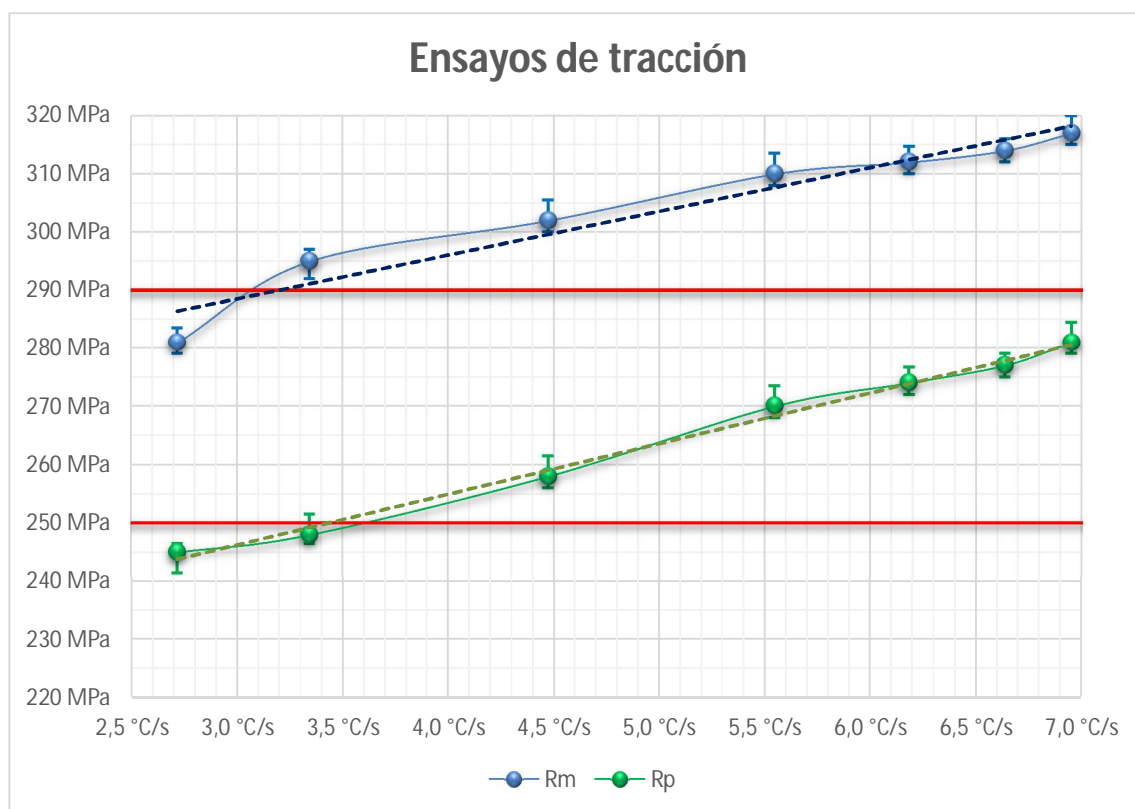
5.2 Comparación con normas aplicables

A continuación, en este apartado se procede a comparar los valores obtenidos con las normas de aplicación para determinar de alguna manera cual es la velocidad de enfriamiento crítica que se debería superar siempre para garantizar las propiedades mecánicas exigidas. Pero antes de realizar la comparativa, se hace un pequeño inciso ya que en concreto para el perfil extruido en la prueba los valores mínimos reflejados en el apartado 3.2.2.5 no son del todo válidos. En la Tabla 6 se muestra un extracto de la norma en la que disminuye los

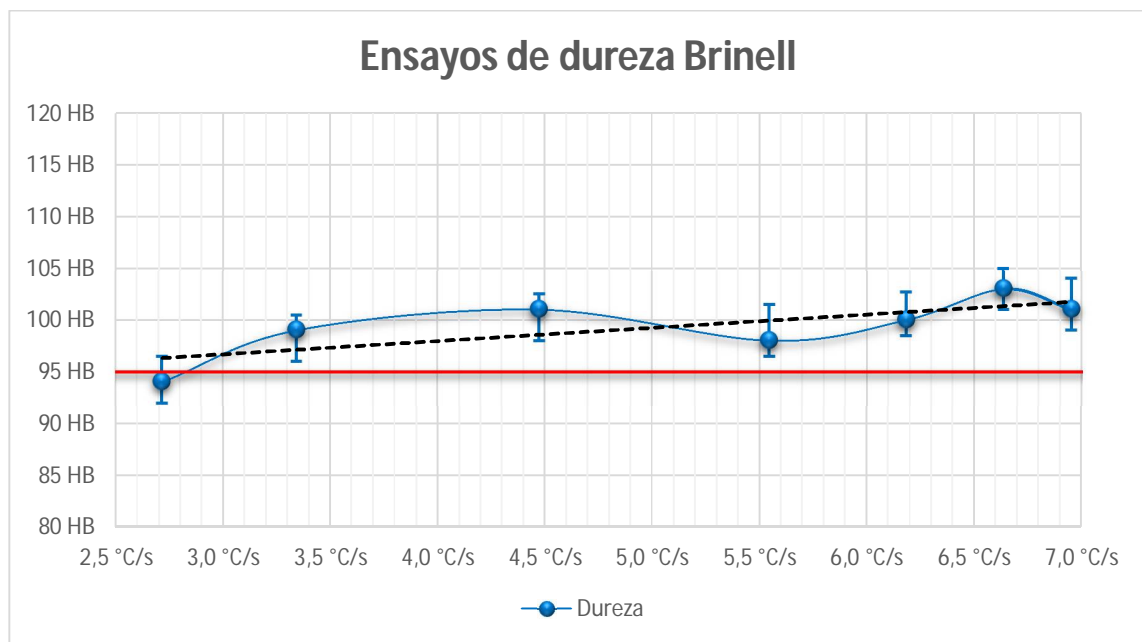
requisitos mínimos en aquellos perfiles con espesores inferiores a los 5mm como es el caso. De este modo en las siguientes comparativas se tomarán estas nuevas referencias.

Perfil extruido ^d								
Varilla/barra extruida	Espesor de pared t mm	R_m MPa		$R_{p0,2}$ MPa		A %	$A_{50\text{ mm}}$ %	Dureza Valor típico HBW
		min.	máx.	min.	máx.	min.	min.	
O, H111	todo	–	160	–	110	14	12	35
T4 ^c	≤ 25	205	–	110	–	14	12	70
Perfil abierto T5	≤ 5	270	–	230	–	8	6	90
Perfil abierto T6 ^c	≤ 5	290	–	250	–	8	6	95
	$5 < t \leq 25$	310	–	260	–	10	8	95

Tabla 6. Extracto de la norma UNE 755-2 relativa a las propiedades mecánicas de la aleación 6082



Gráfica 13. Resistencia mecánica y límite elástico en función de la velocidad de enfriamiento



Gráfica 14. Dureza Brinell en función de la velocidad de enfriamiento

En la Gráfica 13 y Gráfica 14 se representan las curvas tanto de la resistencia mecánica, como del límite elástico y dureza en función de la velocidad de enfriamiento de sus respectivas muestras. Asimismo se han representado con líneas rojas los límites de la norma descritos anteriormente.

Se puede comprobar como la resistencia mecánica y dureza sólo se quedan por debajo de la norma en el caso de la muestra enfriada con un 20% de aire y una velocidad de 2.7 °C/s. Sin embargo, la muestra enfriada con un 40% y una velocidad resultante de 3.3 °C/s no ha alcanzado los 250 MPa mínimos exigidos de límite elástico. Por lo tanto, consideramos el límite elástico como la característica más restrictiva en este ensayo.

Finalmente, se puede extraer de la Gráfica 13 que el límite elástico superaría los 250 MPa con una velocidad de enfriamiento mínima aproximada de 3.5 °C/s. Por lo tanto, se puede concluir que para esta aleación 6082 si se quiere contar con un pequeño margen de seguridad (0.5 °C/s) y asegurarse de que se van alcanzar las propiedades mecánicas exigidas **se deberá enfriar siempre por encima de 4 °C/s.**

5.3 Comparación con los datos bibliográficos disponibles

El único gráfico disponible que nos proporciona una información con la que poder comparar es el diagrama CCP de la aleación 6082-baja analizada por Milkereit [1]. De esta gráfica que ya ha sido presentada en el apartado 3.2.3.6 se puede extraer que la velocidad mínima de enfriamiento para alcanzar la dureza exigida por la norma (95 HB) es de 4.16 °C/s. En nuestro caso nuestra aleación 6082 está ligeramente algo más cargada de Si y Mg al contener 0.944% y 0.6487% frente a 0.69% y 0.62% respectivamente.

Esta mínima diferencia en composición debería hacer pensar que a la vista de lo expuesto en este trabajo, el enfriamiento de esta aleación debería ser al menos el mismo o superior. Sin embargo, en nuestro caso se ha visto que con 3.5 °C/s ya se alcanzaban las propiedades mecánicas exigidas. Aunque en este caso ha resultado ser inferior la velocidad crítica tampoco está muy alejada de los datos bibliográficos (< 0.7 °C/s) por lo que podemos considerar una referencia útil en otros casos.

Además cabe recordar que aparte de la composición exacta de la aleación, las propiedades mecánicas finales se verán afectadas por 3 aspectos fundamentales: la puesta en solución, la velocidad de enfriamiento y el envejecimiento.

En nuestro caso, la puesta en solución ha sido diferente y el envejecimiento artificial también. Mientras que en el ensayo de Milkereit el tratamiento T6 consistió en 7 min a temperatura ambiente más 4 horas a 180°C, en nuestro caso han pasado varias horas a temperatura ambiente para posteriormente someterlo a 182°C durante 1 hora de rampa más 5.5 horas. Por lo tanto, a pesar de lo que se indicaba arriba, el hecho del escaso porcentaje superior en composición no ha resultado suficiente para elevar la velocidad de enfriamiento sino que el notable mayor envejecimiento artificial ha compensado este efecto y para una misma velocidad de temple se ha sido capaz de alcanzar mayores propiedades mecánicas.

6. Conclusiones

Tras el presente estudio llevado a cabo sobre la influencia del temple en las aleaciones de extrusión de la serie 6XXX se puede concluir que todos los objetivos descritos al comienzo han sido satisfechos en su mayor parte.

En primer lugar, se ha conseguido recopilar bastante información útil como son los diagramas CCP de estas aleaciones. No obstante, esta información hay que cogerla e interpretarla con mucho cuidado ya que como se ha visto, a parte de la velocidad de enfriamiento, en las propiedades mecánicas finales juegan un papel muy importante la composición, el proceso de puesta en solución del Mg y Si y el tratamiento térmico final. Teniendo en cuenta esto y sabiendo cómo influye cada una de estas variables, se puede utilizar la información proporcionada por los diagramas para hacerse una idea de cuál va a ser el enfriamiento crítico de cada aleación. Por otra parte y siguiendo con los objetivos iniciales, se puede afirmar que tras este trabajo se ha podido formar a los operarios y establecer un método de control para los enfriamientos de los perfiles de las distintas aleaciones.

A priori hubiese resultado interesante compaginar los ensayos mecánicos de las muestras con microscopias que corroborasen la existencia de los distintos precipitados. La complejidad de los medios SEM y TEM necesarios para estas microscopias sumados a la escasa diferencia entre las distintas velocidades de enfriamiento alcanzables durante el proceso de extrusión (de 2.72 °C/s a 6.95 °C/s) hizo que se descartasen estos ensayos. De hecho para poder apreciar una mínima diferencia entre distintas microscopias debe existir al menos un orden de magnitud de diferencia en la velocidad de enfriamiento como se puede apreciar las imágenes de los ensayos de Milkereit [1], [19]. Una posible vía de investigación a nivel de laboratorio podría ser precisamente enfriar probetas previamente puestas en solución a velocidades de enfriamiento de distintos órdenes de magnitud para posteriormente analizarlas con técnicas de microscopía. No obstante, esto no aportaría mucho al proceso industrial dado que el rango de velocidades de enfriamiento es muy limitado.

Por último merece la pena destacar, que gracias al procedimiento experimental llevado a cabo en el presente trabajo permitirá en el futuro tener una herramienta para poder determinar las velocidades de enfriamiento críticas de aleaciones cuya información no disponemos o de composiciones de Sapa muy específicas. De hecho, la falta de esta información específica o la poca información disponible en ocasiones hace pensar que los requisitos de enfriamiento de

una aleación concreta son mayores de lo que realmente son, y por lo tanto no se decide extruir determinados perfiles pensando que no se va a ser capaz de enfriarlos o por el contrario se enfrían demasiado algunos perfiles creando grandes distorsiones y tensiones cuando realmente no es necesario por cuestiones metalúrgicas.

7. Referencias

- [1] B. Milkereit, N. Wanderka, C. Schick, and O. Kessler, “Continuous cooling precipitation diagrams of Al-Mg-Si alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 550, pp. 87–96, 2012.
- [2] O. Golovko, I. Frolov, D. Rodman, F. Nürnberger, O. Grydin, and M. Schaper, “Spray cooling of extruded EN AW-6082 aluminium alloy sheets: spatial heat transfer coefficients,” *Forsch. im Ingenieurwes.*, vol. 78, no. 3, pp. 131–137, 2014.
- [3] J. P. Sykes, J. P. Wright, and A. Trench, “Discovery, supply and demand: From Metals of Antiquity to critical metals,” vol. 125, no. 1 OP-Applied Earth Science: Transactions of the Institution of Mining & Metallurgy, Section B. Mar2016, Vol. 125 Issue 1, p3-20. 18p., p. 3, 2016.
- [4] “Países líderes en la producción de aluminio,” *Statista*, 2017. [Online]. Available: <https://es.statista.com/estadisticas/635357/paises-lideres-en-la-produccion-de-aluminio-a-nivel-mundial/>.
- [5] “Diagrama de fases Al-Mg₂Si.” [Online]. Available: http://www.infomet.com.br/imagens/al_tratamentos_termicos.jpg.
- [6] K. Strobel *et al.*, “Effects of quench rate and natural ageing on the age hardening behaviour of aluminium alloy AA6060,” *Mater. Charact.*, vol. 111, pp. 43–52, 2016.
- [7] H. Y. Li, C. T. Zeng, M. S. Han, J. J. Liu, and X. C. Lu, “Time-temperature-property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy,” *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 23, no. 1, pp. 38–45, 2013.
- [8] S. Bikass, B. Andersson, A. Pilipenko, and H. P. Langtangen, “Simulation of initial cooling rate effect on the extrudate distortion in the aluminum extrusion process,” *Appl. Therm. Eng.*, vol. 40, pp. 326–336, 2012.
- [9] B. C. Shang, Z. M. Yin, G. Wang, B. Liu, and Z. Q. Huang, “Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy,” *Mater. Des.*, vol. 32, no. 7, pp. 3818–3822, 2011.
- [10] Universidad Politécnica de Valencia, “Curso de Fundamentos de Ciencia de

- Materiales.” [Online]. Available: <https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/Imagenes/Fig13-25.jpg>.
- [11] Universidad Tecnológica de Pereira, “Mecanismos de endurecimiento de metales,” 2015. [Online]. Available: <http://blog.utp.edu.co/metalografia/8-otros-mecanismos-de-endurecimiento-de-metales/>.
- [12] P. Castany, F. Diologent, A. Rossoll, J. F. Despois, C. Bezençon, and A. Mortensen, “Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminum alloys,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 559, pp. 558–565, 2013.
- [13] J. W. Evancho and J. T. Staley, “Kinetics of precipitation in aluminum alloys during continuous cooling,” *Metall. Trans.*, vol. 5, no. 1, 1974.
- [14] R. Vissers, M. A. van Huis, J. Jansen, H. W. Zandbergen, C. D. Marioara, and S. J. Andersen, “The crystal structure of the β' phase in Al-Mg-Si alloys,” *Acta Mater.*, vol. 55, no. 11, pp. 3815–3823, 2007.
- [15] C. D. Marioara, S. J. Andersen, H. W. Zandbergen, and R. Holmestad, “The influence of alloy composition on precipitates of the Al-Mg-Si system,” *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 36, no. 13, pp. 691–702, 2005.
- [16] S. Matsuda, K. ; Sakaguchi, Y. ; Mitaya, Y. ; Uetani, Y. ; Sato, T. ; Kamio, A. ; Ikeno, “Precipitation sequence of various kinds of metastable phases in Al-1 . 0mass % Mg 2 Si-0 . 4mass % Si alloy,” *Mater. Sci.*, vol. 5, pp. 179–189, 2000.
- [17] P. H. Ninive *et al.*, “Detailed atomistic insight into the β' phase in Al-Mg-Si alloys,” *Acta Mater.*, vol. 69, pp. 126–134, 2014.
- [18] G. a. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, “The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys,” *Acta Mater.*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904, 1998.
- [19] B. Milkereit, O. Kessler, and C. Schick, “Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys,” *Thermochim. Acta*, vol. 492, no. 1–2, pp. 73–78, 2009.
- [20] Y. Zhang, B. Milkereit, O. Kessler, C. Schick, and P. A. Rometsch, “Development of continuous cooling precipitation diagrams for aluminium alloys AA7150 and AA7020,” *J. Alloys Compd.*, vol. 584, no. August, pp. 581–589, 2014.

- [21] B. Milkereit, L. Giersberg, O. Kessler, and C. Schick, “Isothermal time-temperature-precipitation diagram for an aluminum alloy 6005A by in situ DSC experiments,” *Materials (Basel)*, vol. 7, no. 4, pp. 2631–2649, 2014.
- [22] M. Nowak, O. Golovko, F. Nürnberger, I. Frolov, and M. Schaper, “Water-Air Spray Cooling of Extruded Profiles: Process Integrated Heat Treatment of the Alloy EN AW-6082,” *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 22, no. 9, pp. 2580–2587, 2013.

Pamplona

A 21 de septiembre de 2017